

П.В.ЯСНІЙ

ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМОВАНІ МАТЕРІАЛИ:

втомі і тріщиноотривкість



П.В.ЯСНІЙ

**ПЛАСТИЧНО
ДЕФОРМОВАНІ
МАТЕРІАЛИ:
ВТОМА І
ТРІЩИНОТРИВКІСТЬ**

ЛЬВІВ
ВИДАВНИЦТВО "СВІТ"
1998

Пластично деформовані матеріали: втомна і тріщинотривкість / Ясній П.В.-Львів: Світ, 1998.-292 с.

З позицій механіки руйнування розглянуто питання впливу попереднього одноразового та циклічного пластичного деформування матеріалу на статичну і циклічну тріщинотривкість конструкційних сплавів. Описані методи прогнозування впливу попередньої пластичної деформації на швидкість росту втомних тріщин та опір крихкому руйнуванню при статичному та циклічному навантаженнях.

Розглянуто модель стабільного та нестабільного росту втомної тріщини, а також її застосування для прогнозування характеристик тріщинотривкості при статичному та циклічному навантаженні з урахуванням історії навантаження. З нових позицій подносяться природа розкиду в'язкості руйнування при статичному навантаженні.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються розрахунками на міцність деталей машин та елементів конструкцій; буде корисна викладачам, аспірантам та студентам, які спеціалізуються в галузі механіки руйнування конструкційних матеріалів, обробки тиском та зварювання.

Іл. 153. Табл. 24. Бібліогр.: 475 назв.

Відповідальний редактор В.Т.Трошенко

Рецензенти: д-р техн. наук, проф. Г.М.Никифорчин,
(Фіз.-мех. ін-т ім. В.Карпенка НАН України, м. Львів),
д-р фіз.-мат. наук, проф. Г.Т.Сулим
(Львів, Державний ун-т)

Рекомендовано до друку Вченою радою Тернопільського державного технічного університету імені Івана Пулюя Міносвіти України

Я $\frac{1603040000 - 016}{225 - 98}$ Замовне

ISBN 5-7773-0960-7

© П.В.Ясній, 1998

ПЕРЕДМОВА

Серед фундаментальних чинників, які впливають на загальні закономірності росту втомних тріщин (РВТ) і крихкого руйнування тіл з тріщинами при статичному, циклічному та динамічному навантаженні, є попередня пластична деформація, яка може бути пов'язана з технологічними процесами на стадії виготовлення та експлуатацією конструкцій. Попередня пластична деформація може бути одноразовою або циклічною, при відсутності в матеріалі тріщин або їх наявності.

Аналіз літературних даних свідчить, що є тільки окремі роботи з дослідження впливу попереднього одноразового і циклічного пластичного деформування на тріщинозривність, відсутні загальні підходи, які дають змогу враховувати вплив попереднього деформування на швидкість РВТ і в'язкість руйнування за статичного, циклічного і динамічного навантаження. Відсутня класифікація матеріалів за чутливістю швидкості РВТ до попередньої пластичної деформації.

Існуючі моделі крихкого руйнування тіла з тріщиною за циклічного навантаження є якісними і не враховують історію попереднього навантаження матеріалу у вістрі тріщини в межах пластичної зони. Відсутні також моделі, які дають змогу з єдиних позицій кількісно описати стабільний РВТ, перехід від стабільного до крихкого (нестабільного) руйнування, а також закономірності крихкого руйнування тіла з тріщиною при циклічному навантаженні.

Монографія присвячена комплексу питань, пов'язаних з впливом попереднього пластичного деформування матеріалів з тріщинами і без тріщин на втомну міцність та тріщинозривність за статичного і циклічного навантаження і ґрунтується в основному на оригінальних результатах, отриманих в Інституті проблем міцності НАН України.

В монографії вказані аспекти, розглянуті з позиції механіки руйнування, з використанням силових, деформаційних та енергетичних критеріїв.

В розділі 1 коротко представлені основні положення механіки руйнування. Наведено основні рівняння, які описують напружено-деформований стан в околі вістря

тріщини, а також силові, деформаційні й енергетичні критерії руйнування та моделі росту втомних тріщин.

Розділ 2 присвячений розгляду основних закономірностей втомного руйнування попередньо пластичнодеформованих матеріалів. Особлива увага надається аналізу деформаційних і енергетичних критеріїв втомного руйнування, а також закономірностей пружно-пластичного циклічного деформування.

В розділі 3 розглянуто вплив асиметрії циклу навантаження, попереднього одноразового та циклічного пластичного деформування на швидкість РВТ в корпусних сталях та алюмінієвих сплавах. Вказаний вплив аналізується з точки зору закриття втомної тріщини. Описуються методики дослідження тріщинотривкості з використанням методу піддатливості та акустичної емісії.

З використанням оригінальних методик отримані кількісні дані з нерегулярного росту тріщини та його складових: інкубаційного періоду та періоду неперервного росту тріщин.

Розділ 4 присвячений аналізу результатів дослідження впливу попереднього (одноразового і циклічного) пластичного деформування на силові і деформаційні критерії руйнування при статичному і циклічному навантаженні. Описано запропоновану методику прогнозування впливу попереднього циклічного деформування на в'якість руйнування сталей.

Аналізується вплив мікротріщин і мікропор, які виникли під час попереднього пластичного деформування, на напружено-деформований і граничний стан тіл з тріщинами.

В розділі 5 розглянуто так званий ефект "попереднього теплового навантаження", який дає змогу підвищити утримувальну здатність тіл з тріщинами при температурі нижче температури в'язко-крихкого переходу. Аналізується вплив параметрів перевантажування, зокрема, температури і величини коефіцієнту інтенсивності напружень (KIH) під час перевантаження, розвантаження на критичний KIH за статичного навантаження теплотривких сталей та матеріалів зварних швів корпусів реакторів. Особлива увага приділяється дослідженню впливу експлуатаційних чинників (кількості циклів і амплітуди циклічного навантаження) на тривкість ефекту підвищення опору крихкому руйнуванню.

Розділ 6 присвячений опису моделі, яка дає змогу прогнозувати стабільний і нестабільний (стрибками) РВТ, а також вплив попереднього пластичного деформування на

швидкість росту тріщини. На основі моделі пояснюється природа більш значного розкиду в'язкості руйнування матеріалу порівняно з характеристиками механічних властивостей, які отримують на гладких зразках. Описано методику прогнозування впливу історії навантаження на кінцевій ділянці створення первинної втомної тріщини на в'язкість руйнування матеріалу.

Обґрунтовуються методи підвищення статичної і циклічної тріщинотривкості посудин високого тиску, основані на попередньому пластичному деформуванні.

Автор висловлює глибоку вдячність академіку НАН України, професору В.Т.Трошенку за суттєву допомогу і рекомендації при підготовці рукопису, співробітникам відділу втоми і термовтоми матеріалів Інституту проблем міцності НАН України, які брали участь у спільних експериментальних дослідженнях, результати яких використані при написанні цієї монографії, а також співробітникам Тернопільського державного технічного університету імені Івана Пулюя, які надали допомогу в її оформленні.

СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

a_k	- півдовжина контактуючих поверхонь тріщин;
b	- ширина зразка;
c	- експонента циклічної пластичності;
d	- діаметр зразка;
$\frac{dl}{dN}, V$	- швидкість РВТ;
$\frac{dW}{dV}$	- функція питомої енергії деформації;
e_i	- інтенсивність деформацій;
\bar{e}_i	- відносна інтенсивність деформації;
e_{ir}	- інтенсивність деформацій при $\sigma = \sigma_T$;
e_k	- дійсна залишкова деформація зразка після руйнування;
e_{np}	- попередня одноразова пластична деформація;
h	- половина висоти зразка;
k	- кількість мікротріщин;
l	- довжина тріщини;
\bar{l}	- середня довжина мікротріщини;
l_i	- довжина i -ї мікротріщини;
n_j	- компонента нормалі до елемента ds контуру;
n	- показник деформаційного зміцнення діаграми статичного деформування;
m	- показник степеня у формулі Періса;
q	- густина мікротріщин;
q_0	- показник степеня у формулі С.Яреми і С.Микитишина;
$q(x)$	- функція розподілу сил зчеплення берегів тріщини;
r	- відстань до вістря тріщини;
\bar{r}	- середня відстань між мікротріщинами;
r_k	- радіус шийки зразка після руйнування, виміряний перпендикулярно до осі;
$2r_p = \omega$	- розмір пластичної зони біля вістря тріщини;

t	- товщина зразка;
t_n	- нетто-товщина зразка;
t_c	- найменша товщина зразка в зоні руйнування;
u, v	- зміщення у вістрі тріщини;
A	- параметр, який залежить від напруженого стану;
C	- коефіцієнт у формулі Періса;
C_e, C_p, n_e, n_p	- сталі матеріалу;
E	- модуль пружності;
F	- площа поперечного перерізу зразка після попередньої деформації;
F_0	- площа поперечного перерізу зразка у первісному стані;
F_k	- площа поперечного перерізу зразка після руйнування;
G	- модуль зсуву;
G_I	- інтенсивність вивільнення питомої енергії пружної деформації при поширенні тріщини на нескінченно малу відстань;
G_{Ic}	- критичне значення інтенсивності вивільнення питомої енергії пружної деформації;
H	- узагальнений модуль пружності;
I	- безрозмірна функція від показника деформаційного зміцнення;
J	- інтеграл, обчислений на контурі, достатньо віддаленому від вістря тріщини;
K	- коефіцієнт сил зчеплення у вістрі тріщини;
K_0	- КІН при $\sigma = \sigma_0$;
K_c	- в'язкість руйнування при плоскому напруженому стані;
K_{cl}	- КІН, який відповідає закриттю тріщини;
K_{fc}	- циклічна в'язкість руйнування;
K_{fc}^i	- мінімальна циклічна в'язкість руйнування;
K_I, K_{II}, K_{III}	- відповідно КІН для моделі тріщини типу I-III;
K_I^p, K_{II}^p	- зміна КІН тіла з тріщиною, обумовлена мікротріщинами;
K_{Ic}	- в'язкість руйнування за статичного навантаження;

K_I^N, K_{II}^N	- КІН тіла з тріщиною за відсутності мікротріщин;
$K_{Ic}(\rho)$	- критичний КІН зразка з надрізом радіусом ρ ;
K_{Ie}	- коефіцієнт інтенсивності деформації;
K_{In}, K_{IIn}	- КІН тіла з тріщиною при наявності мікротріщин;
K_{min}, K_{max}	- мінімальний і максимальний КІН при циклічному навантаженні;
K_{op}	- КІН, який відповідає розкриттю тріщини;
K'	- коефіцієнт зміцнення діаграми циклічного деформування;
L	- відстань між затискувачами зразка;
N	- кількість циклів навантаження;
\bar{N}	- відносна кількість циклів навантаження;
N'_c	- критерій руйнування, запропонований Баренблаттом;
N_T	- кількість циклів навантаження до появи макротріщини;
N'	- показник зміцнення діаграми циклічного деформування;
P_B	- максимальне зусилля при статичному навантажуванні;
$P_{0,2}$	- зусилля при поздовжній пластичній деформації 0,2%;
Q	- сила, що розклинає зразок;
R_k	- радіус кривини шийки зразка в поздовжній площині;
R_e	- коефіцієнт асиметрії циклу при жорсткому навантаженні;
R_σ	- коефіцієнт асиметрії циклу при м'якому навантаженні;
S	- коефіцієнт питомої енергії деформації;
S_c	- критична питома енергія деформації;
S_k	- опір відриву;
U	- коефіцієнт розкриття (закриття) тріщини;
U_0	- нормальне зміщення при $\sigma = \sigma_0$;
V_0	- коефіцієнт у формулі С.Яреми і С.Микитишина;
X^*	- розмірний параметр;
W	- питома енергія непружної деформації;
W_y	- питома енергія втомного руйнування;

α	- коефіцієнт деформаційного зміцнення;
β	- емпіричний коефіцієнт;
β_1	- параметр, що характеризує інтенсивність циклічного знеміцнення;
$\overline{\varphi}_c$	- максимальне відносне залишкове звуження зразка в зоні руйнування;
δ	- розкриття вістря тріщини;
δ_r	- розкриття берегів тріщини на відстані r від її вістря;
$\delta^{(1)}, \delta^{(k)}$	- ширина петлі гістерезису в 1-му і k -му півциклах навантаження;
δ_R	- залишкове розкриття тріщини;
ε	- відносна деформація;
$\varepsilon_a, \varepsilon_{ae}, \varepsilon_{ap}$	- відповідно амплітуда загальної, пружної і пластичної деформації;
ε_T	- відносна деформація при напруженнях, що дорівнюють порогу текучості;
ε_T^u	- циклічна деформація текучості;
ν	- коефіцієнт Пуассона;
θ	- кут між розглядуваною точкою і продовженням тріщини;
ρ	- радіус надрізу;
ρ_{min}	- критичний радіус вістря тріщини;
σ	- нормальне напруження;
$\sigma_{0,2}$	- умовний поріг текучості при допуску на пластичну деформацію 0,2%;
σ_{ap}	- амплітуда напружень, прикладених ззовні;
σ_a	- умовна границя міцності;
$\sigma_{ск}$	- напруження сколювання за статичного навантаження;
$\sigma_{ск}^*$	- напруження сколювання за циклічного навантаження;
σ_{eff}	- ефективне напруження;
$\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}$	- компоненти тензора напружень і деформації;
$\tilde{\sigma}_{ij}(r, \theta), \tilde{\varepsilon}_{ij}(r, \theta), \tilde{u}_{ij}(r, \theta)$	- нормовані функції від кута θ і r ;
σ_r	- залишкове напруження;
σ_T	- поріг текучості;
σ_T^u	- циклічний поріг текучості;

$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$	- компоненти тензора напружень;
σ_z^{max}	- максимальне головне напруження в центрі шийки зразка;
ψ_{np}	- відносне залишкове звуження після попередньої пластичної деформації;
$\xi = r / 2r_p$	- безрозмірна відстань від вістря тріщини;
$\Delta l_Q, \Delta \bar{l}_Q$	- абсолютна і відносна величина підростання тріщини при статичному навантаженні $P=P_Q$;
ΔJ	- розмах J -інтеграла;
ΔK	- розмах КІН;
ΔK_{eff}	- ефективний розмах КІН;
ΔK_{th}	- пороговий КІН;
ΔK_{theff}	- ефективний пороговий КІН;
ΔW_i	- питома енергія непружної деформації за цикл;
ΔW_r	- питома енергія непружної деформації при напруженнях, що дорівнюють межі втоми;
$\Delta \varepsilon$	- розмах деформації;
$\Delta \sigma$	- розмах напружень;
AE	- акустична емісія;
$ДВР$	- діаграма втомного руйнування;
$КІН$	- коефіцієнт інтенсивності напружень;
$ПТН$	- попереднє тепле навантаження;
PBT	- ріст втомної тріщини.

Р О З Д І Л 1

НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ І ГРАНИЧНИЙ СТАН ТІЛ З ТРІЩИНАМИ

1.1. Напруження і деформації у вістрі тріщини

Статичне навантаження. Для оцінки міцності тіл з тріщинами необхідно, в першу чергу, знати напружено-деформований стан в околі вістря тріщини. Розподілу напружень в околі вістря тріщини для пружного однорідного тіла присвячено багато досліджень, огляд яких міститься у працях [56,82,97,102,117,120,126,133,174,204,280,448]. Фундаментальними працями в галузі математичної теорії пружності є дослідження Колосова Г.В. [79], Мусхелішвілі М.І. [108], Вільямса М.Л. [471], Сі [173], Вестергаарда Х.М. [470].

При навантаженні тіла протилежні береги тріщини взаємно зміщуються. Розрізняють три основних типи переміщень поверхонь тріщини (рис.1) [318]. Розподіл напружень і зміщень в околі вістря тріщини нормального відриву (рис.2) [57] має вигляд

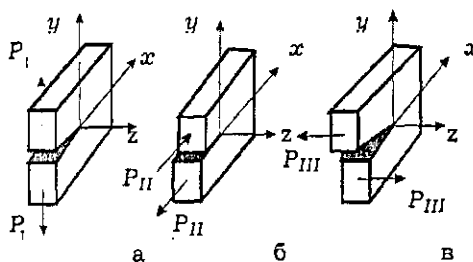


Рис.1. Типи зміщень: а - нормальний відрив; б - поперечний зсув; в - поздовжній зсув

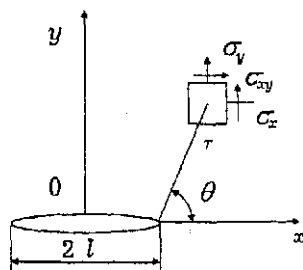


Рис.2. Система локальних координат у вістрі тріщини

$$\begin{aligned}
\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\Theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\Theta}{2} \sin \frac{3\Theta}{2} \right), \\
\sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\Theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\Theta}{2} \sin \frac{3\Theta}{2} \right), \\
\tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\Theta}{2} \sin \frac{\Theta}{2} \cos \frac{3\Theta}{2}, \\
\sigma_z &= \mu(\sigma_x + \sigma_y), \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0;
\end{aligned} \tag{1}$$

$$\begin{aligned}
u &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\Theta}{2} \left(k - 1 - 2 \sin^2 \frac{\Theta}{2} \right), \\
v &= \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\Theta}{2} \left(k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\Theta}{2} \right),
\end{aligned} \tag{2}$$

де σ , τ - відповідно нормальні і дотичні напруження; r - відстань до вістря тріщини; $G = E / (2(1 + \nu))$ - модуль зсуву; E - модуль пружності; ν - коефіцієнт Пуассона; K_I - коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) для тріщини нормального відриву; Θ - кут між розглядуваною точкою і продовженням тріщини.

При $\sigma_z = 0$ будемо мати плоский напружений стан; у випадку $u = 0$ - плоску деформацію, коли $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$.

Для плоского напруженого стану $k = (3 - \nu)/(1 - \nu)$; для плоскої деформації $k = 3 - 4\nu$.

Методи і формули для визначення КІН тіл з тріщинами достатньо детально описані в літературі [38, 68, 75, 97, 102, 110, 120, 151, 174, 204, 209, 229, 280, 431]. Найповніші дані про КІН для зразків і типових елементів конструкцій з тріщинами містяться в [102, 110].

Дослідження полів напружень і деформацій в околі вістря тріщини при пружнопластичному деформуванні є більш складною задачею. Аналітичні вирази для напружено-деформованого стану тіл з тріщинами були отримані для випадку поздовжнього зсуву (рис. 1, в) для ідеально пластичного матеріалу і матеріалу зі зміцненням [148]. Низку задач у більш загальній постановці було розв'язано у працях [205, 313].

В плоскій постановці розподіл напружень і деформацій в околі вістря тріщини при монотонному навантаженні

деформаційно зміцнюваного матеріалу було отримано майже одночасно Хатчинсоном [314], а також Райсом та Розенгренем [404] на основі розгляду криволінійного інтеграла по контуру, який охоплює вістря тріщини.

Згідно з [314,404,422],

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij} &= \alpha \varepsilon_T \left(\frac{EJ}{Ia\sigma_T^2 r} \right)^{n/(n+1)} \tilde{\varepsilon}_{ij}(\Theta, n), \quad \sigma_{ij} = \sigma_T \left(\frac{EJ}{Ia\sigma_T^2 r} \right)^{1/(n+1)} \tilde{\sigma}_{ij}(\Theta, n), \\ u_i &= \frac{\alpha \sigma_T}{E} \left(\frac{EJ}{Ia\sigma_T^2} \right)^{n/(n+1)} r^{n/(n+1)} \tilde{U}_i(\Theta, n), \end{aligned} \quad (3)$$

де J - інтеграл, обчислений по контуру достатньо віддаленому від вістря тріщини; I - безрозмірна функція від показника n деформаційного зміцнення; $\tilde{\sigma}_{ij}(r, \Theta)$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}(r, \Theta)$, $\tilde{U}_i(r, \Theta)$ - нормовані функції від кута Θ і r .

У цьому випадку зв'язок між напруженням і пластичною деформацією при одновісному розтягу має вигляд:

$$\bar{\varepsilon}_p = a \bar{\sigma}^n, \quad (4)$$

де a і n - відповідно коефіцієнт і показник деформаційного зміцнення; $\bar{\varepsilon}_p = \varepsilon_p / \varepsilon_T$; $\varepsilon_T = \sigma_T / E$; $\bar{\sigma} = \sigma / \sigma_T$, σ_T - поріг текучості.

Подальші дослідження показали, що рівняння (3) достатньо добре узгоджується з експериментальними даними [122,248,241,308,327].

Однак вирази (1) і (3) свідчать, що напруження мають сингулярність у вістрі тріщини. Для визначення деформацій безпосередньо у вістрі тріщини ефективно використовують числові та експериментальні методи [121,125,174,175,265,299, 299,326,381].

М.Я. Леонов, В.В. Панасюк і Д.С. Дагдейл запропонували моделі, які дають змогу визначити розмір пластичної зони і розкриття вістря тріщини в умовах плоского напруженого стану [91,270]. В цих роботах розглянуто випадок клинуватої зони на продовженні тріщини.

Рівняння, що пов'язують розкриття тріщини, розміри пластичної зони з розмірами тріщини і прикладеними напруженнями мають такий вигляд:

$$\delta = \frac{4\sigma_T l}{\pi E} \ln \left(\sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right); \quad (5)$$

$$2r_p = l \ln \left(\sec \frac{\pi \sigma}{2\sigma_T} \right), \quad (6)$$

де $2r_p$ - розмір зони пластичних деформацій поблизу вістря тріщини на її продовженні.

М.А. Махутов запропонував для опису деформацій у вістрі тріщини при пружнопластичному деформуванні користуватись коефіцієнтом інтенсивності деформацій K_{Ie} [97, 98]. Відповідно до його підходу відносна інтенсивність деформацій у вершині тріщини визначається формулою

$$\bar{e}_i = \frac{2(1+\nu)}{3} \frac{K_{Ie}}{2\pi r} P_n, \quad (7)$$

де $\bar{e}_i = e_i / e_{IT}; e_{IT}$ - інтенсивність деформацій при напруженнях, що дорівнюють порогу текучості.

Методи визначення K_{Ie} і P_n детально викладені в [98].

Для визначення напружено-деформованого стану в околі вістря тріщини певного поширення набув так званий метод вагових функцій [245, 403]. Привабливість цього методу полягає в тому, що, забезпечуючи достатню точність визначення КІН, він є менш трудомістким порівняно з числовими методами (методом скінчених елементів, методом граничних інтегральних рівнянь). Метод дозволяє визначати КІН для тіл з тріщинами довільної конфігурації, для яких відомо напружено-деформований стан при відсутності тріщин.

Згідно з [403], величину КІН K_n при довільному навантаженні σ_n можна знайти за розв'язком крайової задачі для тіла з тріщиною такої ж конфігурації при дії на берегах тріщини навантаження

$$K_n = \frac{H}{K_o} \int_0^l \sigma_n \frac{\partial U_o}{\partial l} dx, \quad (8)$$

де U_o і K_o - нормальні зміщення і КІН при навантаженні σ_o ; H - узагальнений модуль пружності

$$H = \begin{cases} E / (1 - \nu^2) & \text{- для плоскої деформації,} \\ E & \text{- для плоского напруженого стану.} \end{cases} \quad (9)$$

Величина $\frac{H}{K_0} \frac{\partial U}{\partial l}$ має назву вагової функції [245,403].

Пізніше метод вагових функцій був розвинутий у працях [168,463], де отримано розв'язок для тіл з тріщинами нормального відриву при довільному розподілі навантаження на контурі тріщини.

Досить ефективними при розрахунках напружено-деформованого стану тіл з тріщинами є числові методи: метод скінченних елементів і метод граничних інтегральних рівнянь, метод масових сил та ін. [303,397,452,468,472]. З них найбільш поширеним у механіці руйнування є метод скінченних елементів. На основі цього методу створені універсальні програмні комплекси для обчислення напружено деформованого стану розрахунку тривимірних тіл з тріщинами в пружній і пружнопластичній постановці, наприклад [143,144,237,473].

Порівняно зі статичним випадком урахування циклічної зміни навантаження є задачею істотно складнішою, її точний розв'язок поки що відсутній. Складність побудови розв'язку вказаної задачі обумовлена такими чинниками. По-перше, реверсивне навантаження призводить до виникнення залишкових стискаючих напружень в околі вістря тріщини [264,335,349,355,451]. По-друге, циклічне пластичне деформування в околі вістря тріщини істотно впливає на напружено-деформований стан у зв'язку з процесами зміцнення та знеміцнення. По-третє, як було встановлено Елбером [277], при циклічному навантаженні в додатній частині циклу настає закриття тріщини, тобто під час розвантаження протилежні береги тріщини контактують, і це також істотно впливає на напружено-деформований стан конструкційного елемента чи зразка з тріщиною. Закриття тріщини може бути зумовлене циклічною пластичністю в околі вістря тріщини [242,244,267,289,357,368,377], окисленням поверхонь тріщини [154-157,370,447], а також шорсткістю зламу [46,155,158,399,451]. Докладно ці питання для матеріалів різних класів і структурних станів розглянуто в оглядових працях [155,156,159] О.М.Романіва та його співробітників.

У випадку, коли розмір пластичної зони істотно

менший від довжини тріщини, для визначення поля напружень за її межами формально можуть бути використані співвідношення лінійної теорії пружності (1).

Численні експериментальні дослідження виявили кореляцію між швидкістю росту втомних тріщини (РВТ) і розмахом ΔK чи максимальним КІН циклу $K_{max} (\Delta K = K_{max} - K_{min})$, де K_{min} - мінімальний КІН циклу [68, 113, 151, 204]. При циклічному пружнопластичному навантаженні розподіл напружень і деформацій в околі вістря тріщини у першому наближенні обчислюють на основі розв'язків для монотонного навантаження. У цьому випадку використовують діаграму циклічного деформування та враховують ефект Баушінгера [269, 278, 294]. Певного поширення набули спрощені підходи, наприклад, метод суперпозиції [313, 402].

На основі теоретичного аналізу з використанням розв'язку Дагдейла-Баренблатта для ідеально-пластичного матеріалу Б.Будянським і Г.В.Хатчинсоном запропоновано модель закриття тріщини при циклічному навантаженні в умовах плоского напруженого стану [244].

Рівняння контуру пластичної зони для стаціонарної тріщини можна описати виразом [247],

$$\delta_r / \delta = \sqrt{1 - \xi} - \frac{\xi}{2} \log \left| \frac{1 + \sqrt{1 + \xi}}{1 - \sqrt{1 - \xi}} \right| \quad (10)$$

де $\xi = r / 2r_p$; r - відстань від вістря тріщини; $2r_p$ - розмір пластичної зони на продовженні тріщини. При $r > 0$, співвідношення δ_r / δ описує відносну ширину пластичної зони, а при $r < 0$ являє собою розкриття тріщини поблизу вістря. Залишкове пластичне розкриття втомної тріщини δ_R під час її росту ($K_{min} = 0$) [244]

$$\delta_R / \delta_x = 0,8562, \quad (11)$$

півдовжина контактуючих поверхонь тріщини

$$a_k = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_{max} - K_I}{2\sigma_T} \right), \quad (12)$$

де K_I - поточне значення КІН.

Встановлено, що КІН K_{op} , який відповідає розкриттю тріщини при навантаженні, більший, ніж КІН K_{cl} при якому тріщина закривається ($K_{cl} / K_{max} = 0,483$, $K_{op} / K_{max} = 0,557$). Цей факт було експериментально доведено у працях [264,267, 292,399].

Для асиметричного циклу навантаження ($K_{min} > 0$)

$$\delta - \delta_R \approx 0,73(K_{max} - K_{op})^2 / (E\sigma_T); \quad (13)$$

$$\delta - \delta_R \approx 0,54(K_{max} - K_{cl})^2 / (E\sigma_T). \quad (14)$$

Б.Будянський і Г.В. Хатчинсон [244] теоретично обґрунтували збільшення K_{op} (K_{cl}) для циклічно зміцнювальних матеріалів порівняно із циклічно стабільними та знеміцнювальними матеріалами і обчислили залежності K_{op} / K_{max} (K_{cl} / K_{max}) від σ_T^u / σ_T . Тут σ_T^u - циклічний поріг текучості.

Для розрахунку напружено-деформованого стану тіл з тріщинами при пружнопластичному циклічному навантаженні, а також за маломасштабної текучості ефективно застосовують і числові методи [225,285,317,363,376-378,435].

Створені на базі методу скінченних елементів програмні комплекси, наприклад [143,144], дають змогу обчислювати напружено-деформований стан тривимірних тіл з тріщинами при пружнопластичному циклічному навантаженні.

Вплив шпар і мікротріщин. Обробка металу тиском, а також однокразові чи циклічні пластичні деформації, яким піддається метал в зоні концентрації напружень, можуть призводити до порушення суцільності матеріалу - утворення шпар та втомних мікротріщин. У такому випадку конструкційний матеріал не завжди можна розглядати з позицій механіки суцільного середовища. Аналогічна проблема виникає при розрахунках напружено-деформованого стану чавунних конструкцій з тріщинами.

Разом з тим відомо, що присутність шпар і мікротріщин істотно впливає на напружено-деформований стан тіла з макротріщиною.

За останні десятиріччя з'явилося багато праць, присвячених взаємодії мікротріщин, включень та шпар з

макротріщиною [127,182,257,275,291,316,347,412,413,418,450,464]. Однак методи, котрі дають змогу описати взаємодію макротріщини з ансамблем довільно орієнтованих мікрошпар або мікротріщин як в плоскій, так і тривимірній постановках, відсутні.

Якщо проаналізувати літературні дані про вплив шпаристості або мікротріщин на напружено-деформований стан, то в них переважно розглянуто взаємодію магістральної тріщини з однією або двома мікротріщинами [257]. Так, наявність мікротріщини на продовженні осі магістральної тріщини збільшує K_I , а отже, і розкриття тріщини [412,413].

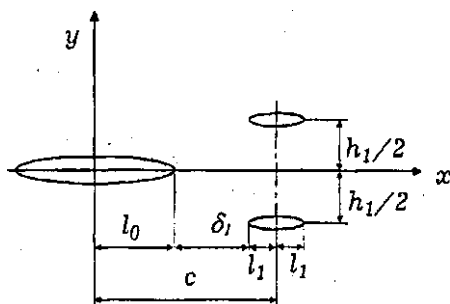


рис. 3. Розрахунок схеми взаємодії тріщини з мікротріщинами [257]

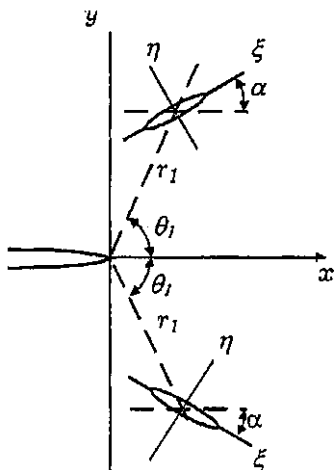


Рис. 4. Дві мікротріщини розташовані симетрично відносно макротріщини [412]

Однак дві колінеарні мікротріщини (рис. 3) створюють "екрануючий ефект", тобто зменшують K_I [257]. При цьому залежно від співвідношення довжини мікротріщин та відстані між ними, K_I може зменшуватись майже в 20 разів. Згідно з [257], для схеми, представленій на рис. 3,

$$K_{In} / K_I = 1 / (1 - q) \quad (15)$$

$$\text{де } q_1 = \begin{cases} \frac{3}{n} \frac{6}{1 + 6(l_1/h_1)^2} \left(\frac{2l_1}{h_1} \right) & - \text{ для малих } l_1/h_1; \\ \sqrt{\frac{2+l'}{2}} \frac{l_1}{h_1} & - \text{ для великих } l_1/h_1, \end{cases} \quad (16)$$

K_m, K_l - КІН відповідно при наявності і відсутності мікротріщин; $l' = l_1/h_1$;

h_1 -відстань між мікротріщинами.

Ефективний КІН для макротріщини при наявності в околі її вістря двох мікротріщин можна також подати у вигляді:

$$\begin{aligned} K_{In} &= K_I + K_I^P, \\ K_{II} &= K_{II} + K_{II}^P, \end{aligned} \quad (17)$$

де K_I, K_{II} - КІН при відсутності мікротріщин; K_I^P, K_{II}^P - зміна КІН, обумовлена мікротріщинами. Зміна КІН K_I^P для макротріщини, обумовлена присутністю двох мікротріщин (рис. 4) [412]

$$K_I^P = (2\pi r_1)^{1/2} (S/2r_1)^2 F(\Theta_1; \alpha; S/r_1); \quad (18)$$

$$\begin{aligned} F(x; y; S/r_1) &= 2\sigma \cos(3x/2) + 3\sin(x) [\sigma \sin(3x/2) - 2y + \\ &+ \tau \cos(5x/2 - 2y)] \end{aligned}$$

Номинальні напруження σ і τ знаходять з таких рівнянь:

$$[I_1 - (S/4r_1)^2 A(\Theta_1, \alpha)] \begin{bmatrix} \sigma \\ \tau \end{bmatrix} = \frac{B(\Theta_1; \alpha)}{\sqrt{2\pi r_1}} \begin{bmatrix} K_I \\ K_{II} \end{bmatrix},$$

де I_1 - одинична матриця.

Виявлено, що величина K_I^P змінюється від додатних значень для $\Theta_1 < \Theta_0$ до від'ємних значень при $\Theta_0 < \Theta_1 < \pi$. Коли $S/r_1 \rightarrow 0$ [412], то

$$F(x) = \frac{17}{18} \cos(x) + 2 \cos(2x) - \frac{9}{8} \cos(3x) - \cos(4x).$$

Для $a = 0$ кут Θ_1 зменшується від 70° при $S_1/r_1 \rightarrow 0$ до $69,4^\circ$ для $S_1/r_1 \rightarrow 2/3$.

1.2. Основні критерії руйнування

Статичне навантаження. При розрахунку міцності тіл з тріщинами застосовують силові, енергетичні та деформаційні критерії, котрі дають змогу за відомими (розрахунковими) параметрами напружено-деформованого стану та характеристиками міцності, які визначаються із експерименту, сформулювати умови граничного стану тіл з тріщинами.

Критерії руйнування тіл з тріщинами у більшості випадків однопараметричні, що є істотною перевагою для їх практичного застосування. Однак при всій простоті вони не враховують деяких чинників, які за певних умов є визначальними (наприклад, мікроструктурні особливості матеріалу) і сильно впливають на характеристики міцності матеріалу.

Слід відзначити, що область застосування силових, енергетичних та деформаційних критеріїв визначається, в основному, рівнем нетто-напружень відносно порога текучості [69,70,82,97,128,183].

В літературі достатньо детально висвітлено хронологію появи та обґрунтування тих чи інших критеріїв руйнування тіл з тріщинами [15,82,97,120,126,128,129,133]. Тому обмежимося лише коротким перерахуванням основних із них.

Дж. Ірвін [57] запропонував силовий критерій зрушення тріщини при квазістатичному навантаженні

$$K_I \geq K_{Ic}, \quad (19)$$

де K_{Ic} - критичне значення КІН для тріщини нормального відриву, яке не залежить від розмірів та геометрії зразка з тріщиною і є характеристикою матеріалу.

Інваріантність в'язкості руйнування K_{Ic} щодо геометрії та розмірів зразка зберіється тільки за умови забезпечення максимальної стисливості пластичної деформації в околі вістря тріщини (плоскої деформації).

При цьому звичайно здійснюють перевірку виконання умов [38,151,229,440]

$$t, b, b-1 \geq \beta(K_{Ic} / \sigma_{0.2})^2, \quad (20)$$

де t , b - відповідно товщина і ширина зразка до навантаження; l - довжина чи півдовжина тріщини; β - коефіцієнт,

який залежить від класу матеріалу ($\beta = 2,5$ - для низьколегованих і низьковуглецевих сталей, алюмінієвих і титанових сплавів, $\beta = 0,6$ - для чавунів і $\beta = 5$ - для аустенітних сталей),

$$\bar{\varphi}_c \leq (t - t_c) / t \cdot 100\%, \quad (21)$$

де $\bar{\varphi}_c$ - максимальне відносне залишкове звуження зразка в зоні руйнування; t_c - найменша товщина зразка в зоні руйнування,

$$\Delta \bar{l}_Q = (\Delta l_Q / l) \cdot 100\%, \quad (22)$$

де Δl_Q - величина зростання тріщини при статичному навантаженні до $P=P_Q$.

Приймають, що величина K_Q [38] дорівнює K_{Ic} , якщо виконується одна із двох умов нерівностей (20), (21) або (20), (22).

Методи визначення в'язкості руйнування регламентовані відповідними документами [38,107,124,151,167, 229,240,440].

Критерій, аналогічний в'язкості руйнування, був запропонований також Г.І. Баренблаттом [10]:

$$N'_c = K / \pi; \quad \tilde{K} = \int_0^d \frac{q(r)dx}{\sqrt{r}}. \quad (23)$$

Тут \tilde{K} - модуль сил зчеплення у вершині тріщини; d - розмір зони дії сил зчеплення; r - віддаль від вістря тріщини у бік, протилежний напрямку її поширення; $q(r)$ - функція розподілу сил зчеплення берегів тріщини. Критерій N'_c характеризує граничне навантаження, яке може витримати зразок з тріщиною.

Критерій руйнування за інтенсивністю вивільнення питомої енергії пружної деформації G_{Ic} аналогічний силовому критерію за в'язкістю руйнування K_{Ic} :

$$G \geq G_{Ic}, \quad (24)$$

оскільки в пружній області відповідні величини пов'язані співвідношенням

$$G_I = AK_I^2 / E, \quad (25)$$

де A - параметр, який залежить від виду напруженого стану; G_I - енергія пружної деформації, яка вивільняється при поширенні тріщини на нескінченно малу віддаль.

Формула (25) покладена в основу визначення КІН за методом піддатливості [186,190].

При пружнопластичному деформуванні тіл з тріщинами критеріями досягнення граничного стану є критичні значення J - інтеграла чи розкриття тріщини [173,205,270,401].

Лінійний інтеграл J , взятий по контуру Γ на достатній відстані від вістря тріщини, в загальному вигляді може бути представлений таким чином [205,401]:

$$J = \int \left(W n_x - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} n_j \right) ds, \quad (26)$$

де $W = \int \sigma_{ij} \epsilon_{ij}$ - питома енергія деформації, u_{ij} , σ_{ij} , ϵ_{ij} - компоненти зміщень і тензорів напружень і деформацій; n_j - компонента нормалі до елемента ds контуру.

Якщо за контур Γ вибрати коло радіуса r , то в необмеженому тілі $r \rightarrow \infty$ так, що J - інтеграл при плоскій деформації збігається з вивільненою енергією деформації G в лінійно-пружному тілі

$$J = G = (1 - \nu^2) K_I^2 / E. \quad (27)$$

Критерій руйнування при пружнопластичному деформуванні в умовах плоскої деформації формулюється таким чином:

$$J \geq J_{lc} \quad (28)$$

Методи визначення J -інтеграла на зразках з тріщинами регламентуються відповідними нормативними документами [151,362,441].

Дж. Сі [428] запропонував коефіцієнт питомої енергії деформації S , який однозначно пов'язаний з КІН при поширенні тріщин за механізмом нормального відриву:

$$S = [(1 + \nu)(1 - 2\nu) / 2\pi E] K^2. \quad (29)$$

Коефіцієнт питомої енергії деформації є площею під кривою $dW/dV - f(r)$ для даної відстані від вістря тріщини

$$S = (dW / dV)r, \quad (30)$$

де dW / dV - функція питомої енергії деформації [428]. Руйнування (загальна нестійкість) настає, коли

$$S \geq S_c \quad (31)$$

Цей підхід є загальним для квазіпружного, пружнопластичного та пластичного деформування тіла з тріщиною і дає змогу описати напрямок руху тріщини.

Деформаційний критерій руйнування, запропонований М.Я. Леоновим, В.В.Панасюком [91], а також Дагдейлом [270] і Уелсом [469], полягає в наступному. Руйнування матеріалу з тріщиною відбудеться тоді, коли розкриття вершини тріщини перевищить критичне значення δ_c . Критичне розкриття тріщини відповідає досягненню номінальними напруженнями в околі вістря тріщини крихкої міцності [91] або порога текучості матеріалу [270]. Методики визначення критичного розкриття тріщини для зразків різної конфігурації викладено в працях [50,123,129,151,229,469].

Перевага локальних критеріїв руйнування полягає в можливості прогнозувати в'язкість руйнування матеріалу за результатами випробувань гладких зразків або зразків з надрізом, а також прогнозувати вплив різних чинників (наприклад, швидкість навантаження, температура випробувань) на вказану характеристику. В загальному випадку критерії руйнування можна поділити на енергетичні, словові і деформаційні. В основу силового підходу покладене припущення, що руйнування матеріалу з тріщиною має місце, коли максимальне нормальне напруження в вершині тріщини досягає критичного значення, яке визначається за результатами випробувань гладких зразків або зразків з надрізом. Детальний огляд локальних критеріїв руйнування міститься в працях [83,160,263,298].

Коротко зупинимся на основних із них. Дж.Малкін та А.Тетелман, аналізуючи напружений стан при згині плоского

зразка з надрізом радіуса ρ у вістрі для ідеального пружно-пластичного матеріалу і припускаючи, що руйнування здійснюється, коли на продовженні надрізу максимальне нормальне напруження досягне напруження сколу, отримали вираз для умовної в'язкості руйнування [352]:

$$K_{Ic}(\rho) = 2,89\sigma_T \left[\exp\left(\frac{\sigma_{СК}}{\sigma_T} - 1\right)^{1/2} \right] \sqrt{\rho}. \quad (32)$$

Для феритно-перлітної сталі (0,12% С) при 77К отримано задовільне узгодження розрахункової (32) та експериментальної залежності $K_{Ic}(\rho)$. Встановлено існування граничного радіуса ρ_0 , нижче якого $K_{Ic}(\rho) = \text{const}$. Задаючи значення параметра ρ_0 , а також виходячи із температурної залежності σ_T , було розраховано залежність в'язкості руйнування від температури для сталі А508 у вихідному стані та після опромінення [352].

Структурна модель крихкого руйнування тіла з тріщиною передбачає, що крихке руйнування металу відбувається на етапі навантаження, коли зона пластичної деформації сумірна із структурним елементом $d = d_3 n_3$ (n_3 - кількість зерен, яка визначає розмір структурного елемента, d_3 - діаметр зерна) [68] і коли

$$K_{Ic} = S_k \sqrt{2\pi d_3}, \quad (33)$$

де S_k - опір відриву.

На основі узагальнення експериментальних даних із урахуванням температурних і швидкісних залежностей K_{Ic} і σ_T запропоновано емпіричну залежність [298]

$$K_{Ic} \sigma_T^2 = (\sigma_{СК} / \alpha_1)^3. \quad (34)$$

На основі структурно-механічного аналізу умов крихкого руйнування Б.З.Марголіним і Г.Л.Карзовим [72] запропоновано фізико-механічну модель руйнування металів, які мають ґратку об'ємно-центрованого куба (ОЦК). Відповідно до вказаної моделі критерій крихкого руйнування можна записати таким чином:

$$\sigma_1 + m_T (\sigma_1 - \sigma_0) \geq \sigma_d,$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\chi),$$

де σ_1 - нормальне головне напруження; σ_1 - інтенсивність напружень; σ_0 - напруження тертя, яке є сумою напружень Паєрлса - Наббаро і опору ковзання, обумовлене взаємодією дислокацій з домішковими атомами, точковими дефектами і вихідними дислокаціями [120]; σ_d - залежно від конкретного механізму виникнення мікротріщин визначає міцність матриці, включення чи границі з'єднання матриця-включення; $S_c(\chi)$ - критичне напруження крихкого руйнування, яке залежить від накопиченої деформації, що інтегрально визначається параметром Одквіста χ .

Перше із записаних вище рівнянь є умовою зародження, а друге - зрушення і просування тріщини. Вказаний критерій був застосований авторами для прогнозування залежностей в'язкості руйнування від температури і попередньої пластичної деформації [72].

Необхідною умовою збереження залежностей типу (32) - (34) є реалізація механізму руйнування сколом. Усі моделі крихкого руйнування обґрунтовані для випадку однократного навантаження.

Циклічне навантаження. Для оцінки опору крихкому руйнуванню матеріалу з тріщинами при циклічному навантаженні запропоновано небагато моделей [202,411], аналіз яких свідчить про недостатню вивченість цього питання.

На основі рівняння (32) запропонована модель [411], в якій характеристики матеріалу при статичному навантаженні змінено на аналогічні при циклічному, внаслідок чого отримано вираз

$$K_q(N, \Delta K) = K_{fc} = \text{const} \sigma_T^u(N, \Delta K) \left[\exp \left(\frac{\sigma_{CK}^*(N, \Delta K)}{\sigma_u^T(N, \Delta K)} - 1 \right) - 1 \right]^{1/2}, \quad (35)$$

де N - кількість циклів навантаження; K_{fc} - циклічна в'язкість руйнування; σ_{CK}^* - напруження сколу при циклічному навантаженні.

З використанням рівняння (35) проаналізовано вплив максимального КІН циклу на стадії вирощування втомної

тріщини на критичний КІН при статичному навантаженні для деяких сталей. Отримано задовільну узгодженість розрахункової залежності (35) з експериментальними результатами. Однак такий підхід має низку недоліків, які обмежують його використання. Напруження сколу при циклічному навантаженні важко визначити, оскільки у цьому випадку необхідно достатньо точно знати напружено-деформований стан. Згідно з висновками праці [411] попереднє циклічне навантаження повинно завжди приводити до збільшення критичного КІН. Проте відомо, що для деяких матеріалів циклічність навантаження істотно зменшує в'язкість руйнування [139,193,194,224,218].

На основі узагальнення значної кількості експериментальних даних з циклічної тріщинотривкості була розроблена модель крихкого руйнування тіл з тріщинами при циклічному навантаженні, яка дає змогу описати перехід від стабільного до нестабільного росту втомної тріщини [27,194, 202]. Запропоновано схеми нестабільного росту втомної тріщини для різних класів матеріалів (циклічно зміцнювані та циклічно знеміцнювані матеріали) і умов навантаження (залежності КІН відносно довжини тріщини).

Проведено класифікацію матеріалів з чутливості в'язкості руйнування до циклічного навантаження. Встановлено, що циклічне навантажування знижує в'язкість руйнування циклічно знеміцнюваних матеріалів при температурі, нижчій від температури в'язко-крихкого переходу, та збільшує її для циклічно зміцнюваних матеріалів порівняно із статичним навантаженням.

У випадку нестабільного росту тріщини встановлено співвідношення між критичним КІН K_{fc}^i і розміром зони пошкодження R_m , яка відповідає величині крихкого стрибка тріщини Δ_c^i :

$$R_m = \frac{1}{\alpha_2 \pi} (K_{fc}^i / \sigma_{m_0}^u). \quad (36)$$

Тут $\alpha_2=3$ - параметр, який залежить від виду напруженого стану (для умов плоскої деформації); $\sigma_{m_0}^u$ - границя пропорційності при циклічному навантаженні.

Залежність між розміром зони пошкодженості і кількістю циклів навантаження ΔN_c до стрибка тріщини має вигляд

$$R_m \Delta N_c^{b'} = C', \quad (37)$$

де b' і C' - сталі. Параметр b' визначає інтенсивність зменшення K_{fc}^i відносно кількості циклів навантаження. Коефіцієнт C' знаходять із залежності

$$C' = \frac{1}{\alpha_2 \pi} (K_{fc} / \sigma_{0,2})^2. \quad (38)$$

Остаточно (36) з урахуванням (37) дає

$$\frac{1}{\alpha_2 \pi} (K_{fc}^i / \sigma_{m4}^u)^2 \Delta N_c^{b'} = C'. \quad (39)$$

Рівняння (36) є напівемпіричним, оскільки для прогнозування критичного КІН K_{fc}^i необхідно знати розмір зони пошкодженості (довжину крихкого стрибка тріщини), який визначається із прямого експерименту.

Те ж саме стосовно формули (39), в якій невідомий параметр b' можна визначити тільки безпосередньо із експерименту. Відомо, що для окремих матеріалів при певних умовах циклічного навантаження спостерігається нестабільне поширення втомної тріщини [193,194,202]. Стабільний ріст втомної тріщини чергується з крихкими стрибками аж до повного руйнування зразка. В цих умовах слід розрізняти мінімальне значення циклічної в'язкості руйнування K_{fc}^1 ; значення критичного КІН K_{fc}^i , яке відповідає i -му стрибку тріщини (i - порядковий номер стрибка); значення динамічної в'язкості руйнування K_{fc}^K , отримане в умовах циклічного навантаження [2,139,194].

Основним недоліком розглянутої моделі [202] крихкого руйнування тіла з тріщиною при циклічному навантаженні є обмеженість її можливостей щодо кількісного опису переходу від стабільного до нестабільного росту тріщини та закономірностей нестабільного росту тріщини без проведення прямого експерименту на циклічну тріщинотривкість.

У рамках вказаної моделі неможливо пояснити також зафіксований експериментами стабільний ріст тріщини між крихкими стрибками.

Однією із причин, яка стримує практичне використання підходів лінійної механіки руйнування для розрахунків конструктивних елементів на крихку міцність, є істотно більший розкид в'язкості руйнування K_{Ic} порівняно з розкидом характеристик механічних властивостей, отримуваних на гладких зразках (поріг текучості, границя міцності, відносне звуження поперечного перерізу, тощо) [80,103,228,249,258,309,312,356,364,366,371-374,409,424,433,434,453,466].

Наприклад, для Cr-Mo-V і Cr-Mo-Ni-V сталей, виплавлених із застосуванням звичайних і чистих шихтових матеріалів, різниця між нижніми та верхніми значеннями K_{Ic} досягає 2...2,5 раза [80]. Подібний розкид значень в'язкості руйнування отриманий і для Ti-6Al-4V-сплавів, а також сталі 4340 [228]. Наприклад, для сталі 4340 (температура гартування нижче 423K) відношення $\Delta\sigma_y/\bar{\sigma}_y$ становить 13%, тоді як $\Delta K_{Ic}/\bar{K}_{Ic} = 87\%$. Тут $\Delta\sigma_y, \bar{\sigma}_y$ - відповідно розмах і середнє значення порогу текучості; $\Delta K_{Ic}, \bar{K}_{Ic}$ - розмах і середнє значення в'язкості руйнування при статичному навантаженні.

Це змушує збільшувати коефіцієнти запасу міцності, а також випробовувати велику кількість зразків для отримання вірогідних даних.

Останнє, однак, не гарантує, що після випробування достатньої кількості зразків буде отримане дійсно мінімальне значення K_{Ic} матеріалу і що застосування в цьому випадку нижніх огинаючих кривих як розрахункових при оцінці міцності конструкції буде достатньо обгрунтованим [68,80,103]. Якщо різницю в'язкості руйнування одного і того ж матеріалу, що визначається в різних лабораторіях, пояснюють різними методиками випробувань, геометрією зразків, різними плавками, жорсткістю випробувального обладнання, то розкид K_{Ic} , отримуваний на одному типорозмірі зразків і випробувальному обладнанні, пов'язують з тим, що опір крихкому руйнуванню дуже чутливий до неоднорідності локальних властивостей матеріалу, наявності включень тощо [103,228,356,366].

Існуючі нормативні документи з визначення в'язкості руйнування при плоскій деформації регламентують умови формування втомних тріщин [38,107,124,151,163,229,440]. Вважають, що умови створення втомної тріщини не впливають на в'язкість руйнування K_{Ic} , якщо максимальний КІН K_{fmax} на кінцевій ділянці не перевищує певної величини. В різних документах ці вимоги практично збігаються з незначними відхиленнями. Однак за цієї, досить жорсткої регламентації умов утворення первинної втомної тріщини все ж отримують досить великий розкид в'язкості руйнування K_{Ic} [258,309,356,366,409].

Вплив шпар і мікротріщин. Загально визнано, що наявність шпар або мікротріщин впливає на граничний стан тіл з тріщинами [74,207,297,316,412,464,465]. Однак, незважаючи на дослідження в цій галузі стосовно крихких матеріалів типу кераміки і гірських порід, на їх основі не можна зробити однозначного висновку про параметри, що характеризують вплив шпар (мікротріщин) на тріщино-тривкість [207].

Відзначено, що шпаристість а також система мікротріщин, яка утворюється в зоні росту магістральної тріщини, знижують опір крихкому руйнуванню [464]. Разом з тим теоретично було обґрунтовано, що залежно від густини мікротріщин може відбутися не тільки зменшення, а й чотириразове збільшення K_{Ic} керамічних матеріалів, що підтверджується численними експериментальними даними [291]. Наявністю довільно орієнтованих мікротріщин (розтріскуванням карбідів при холодному вальцюванні) пояснюють зниження в'язкості руйнування заліза при низькій температурі [74], а зниження K_{Ic} високоміцного чавуну пов'язують із збільшенням діаметра графітових включень і зменшенням відстані між ними [182].

Цікаві експериментальні результати щодо впливу шпаристості на в'язкість руйнування крихких матеріалів отримані у праці [464]. Оскільки відомо, що в'язкість руйнування пов'язана з ефективною поверхневою енергією таким співвідношенням:

$$K_{Ic} = (2\gamma_s E)^{1/2},$$

то відповідно до [464] для шпаристого матеріалу

$$\gamma_c = (1 - V_p^{2/3}) \gamma_{co} \quad (40)$$

Тут V_p - об'ємна частка шпар; γ_{co} - ефективна поверхнева енергія за нульової шпаристості.

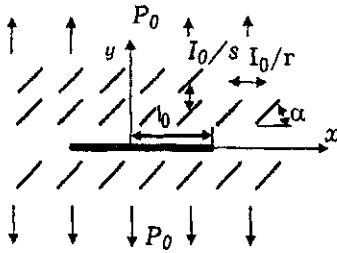


Рис. 5. Розрахункова схема взаємодії макротріщини з подвійноперіодичною системою макротріщин

З аналізу формули (40) випливає, що збільшення шпаристості завжди зменшує в'язкість руйнування крихкого матеріалу. Разом з тим було виявлено, що точкові вклучення за певних умов збільшують в'язкість руйнування.

На основі аналізу взаємодії макротріщини з подвійноперіодичною системою мікротріщин (рис. 5) були отримані умови зрушування макротріщини [450]. Напрямок розвитку макротріщини відносно мікротріщин можна записати у вигляді

$$\Theta = 2 \arctg \frac{K_I - \sqrt{K_I^2 - \delta K_{II}^2}}{4K_{II}} \quad (41)$$

Відношення граничного навантаження P^* до критичних зусиль P_0 у тілі з однією макротріщиною (без мікротріщин)

$$P^* / P_0 = \frac{P \sqrt{l_0}}{\cos(3\Theta / 2) (K_I - 3K_{II} \tg(\Theta / 2))} \quad (42)$$

Відповідно до [450] під час зміни кута α орієнтації мікротріщини (рис.5) від 0° до 90° напрямок розвитку макротріщини змінюється в межах від 0° до 6° а значення P^* / P_0 від 0,925 до 0,95.

Підсумовуючи, можна відзначити, що все ж найбільш обґрунтованим методом дослідження впливу мікротріщин і

мікрошпар на граничний стан тіла з макротріщиною є експериментальний.

1.3. Моделі росту втомних тріщин

Для прогнозування довговічності тіл з тріщинами при циклічному навантаженні необхідно знати залежність швидкості РВТ відносно параметра, який характеризує напружено-деформований стан в околі вістря тріщини. Графічне зображення вказаної залежності називають діаграмою втомного руйнування (ДВР).

ДВР в загальному випадку складається з трьох ділянок і обмежена зліва пороговим КІН, справа критичним КІН - циклічною в'язкістю руйнування. Методи експериментального визначення швидкості РВТ регламентуються відповідними методичними рекомендаціями [150,393,454]. У загальному випадку всі моделі швидкості РВТ залежно від застосованих критеріїв можна поділити на силові, енергетичні і деформаційні.

В літературі описано велику кількість залежностей швидкості РВТ відносно параметрів навантаження, характеристик механічних властивостей матеріалу та розмірів тріщини. Найбільш повні огляди залежностей містять праці [40,81,132,153,211,214,243,329,375,406,420,436].

Розглянемо найбільш поширені залежності. Основним параметром для опису швидкості РВТ в умовах плоскої деформації є КІН, який визначає поле напружень і пружних зміщень в околі вістря тріщини. В цьому випадку швидкість РВТ нормального відриву можна описати досить загальним співвідношенням [382]

$$V = dl / dN = F(K_{max}, R),$$

де $R = K_{min}/K_{max}$ - коефіцієнт асиметрії циклу навантаження. Вперше цей підхід був застосований Перісом [132]:

$$V = C(\Delta K)^m, \quad (43)$$

де C і m - сталі матеріалу.

Формула (43) отримала найбільше поширення для опису швидкості РВТ і справедлива в основному для другої ділянки ДВР [73,132,198,288]. При цьому коефіцієнт C і показник m для різних матеріалів можуть змінюватись в широких межах ($m=2...10$).

Для опису лінійної ділянки ДВР конструкційних матеріалів використовують також модифіковану формулу (43) [215,216]

$$V = 10^{-7} \left(\frac{\Delta K}{\Delta K^*} \right)^m \quad (44)$$

Для опису швидкості РВТ на другій і третій ділянках ДВР [150] використовують формули З.Формена [199], С.Пірсона [386], Х.Лью [346] і ряд інших.

Формула, запропонована С.Я. Яремою і С.І. Микитишиним, дає змогу описати ДВР під час зміни K_{max} від порогового КІН K_{th} до циклічної в'язкості руйнування K_{fc} у випадку, якщо діаграма має вигляд S-подібної кривої [217]

$$V = V_0 \left[(K_{max} - K_{th}) / (K_{fc} - K_{max}) \right]^{q_0}, \quad (45)$$

де V_0 , q_0 - сталі, які визначають із експерименту.

В роботі [276] введено поняття ефективного розмаху КІН $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$.

З урахуванням цього рівняння (43) в цьому випадку має вигляд

$$V = C(U\Delta K)^m, \quad (46)$$

де $U = \Delta K_{eff} / \Delta K$ - так званий коефіцієнт відкриття (закриття) тріщини.

Головною перевагою формули (46) є те, що ДВР конструкційних сплавів, зображені в осях $V - \Delta K_{eff}$, в окремих випадках є інваріантними відносно асиметрії циклу навантаження [238,277,362], товщини зразків [21,359], довжини тріщини (для коротких тріщин) [339], одноразових і циклічних перевантажень [425], залишкових напружень у металі [152].

Для опису швидкості РВТ під час пружнопластичного навантаження використовують такі параметри, як розкриття тріщини, J - інтеграл.

Рівняння для опису швидкості РВТ відносно δ і J -інтеграла у більшості випадків мають структуру, аналогічну формулі (43) [81,137,266,268,269,391].

За циклічного навантаження враховується розмах J -інтеграла ΔJ , який визначають з петель гістерезису [397], і тоді

$$V = V_0' (\Delta J / \Delta J_0)^\gamma, \quad (47)$$

де V_0 - відносна швидкість; $V_0 = 10^{-6}$ м/цикл; ΔJ_0 , γ - параметри, які визначаються у експериментах.

Формули (43)-(47) для опису швидкості РВТ потребують здійснення прямого експерименту і є по суті апроксимуючими. Поряд з цими формулами запропоновано моделі, які дають змогу за результатами непрямих дослідів, наприклад на статичну та циклічну міцність, прогнозувати швидкість РВТ в матеріалі.

Деякі моделі ґрунтуються на аналізі процесу накопичення пошкоджень у вістрі тріщини з використанням силових [305], деформаційних [7,70,97,271,291,294,310] і енергетичних критеріїв [278,342,429,460].

На основі наближеного розв'язку циклічної пружно-пластичної задачі про напружено-деформований стан матеріалу у вістрі тріщини при циклічному навантаженні, врахуванні деформаційного критерію малоциклового руйнування та принципу лінійного підсумовування пошкоджень розроблено модель РВТ. Модель дає змогу врахувати вплив змінної вздовж траєкторії тріщини асиметрії циклу навантаження на швидкість її поширення [70,71]. Чисельна реалізація показала добре узгодження розрахунків та експерименту для трьох сталей з різним рівнем міцності.

В працях [213,239] запропонована теорія втомного поширення тріщини, заснована на припущенні, що тріщина, котра росте протягом циклу навантаження, хоч один раз стає нестійкою. Просування тріщини аналізується з використанням узагальненого енергетичного рівняння процесу. В часткових випадках теорія дає відомі напівемпіричні співвідношення для швидкості РВТ.

На основі аналізу напружено-деформованого стану з використанням розв'язку (3) та рівняння Коффіна-Менсона отримано залежність швидкості РВТ відносно розмаху КІН у формі (43) [293,294]. Сталі m і C визначаються таким чином:

$$m = \frac{2n'}{c(n' + 1)}; \quad (48)$$

$$C = \left[\frac{\varepsilon_f' (4IK'E)^{n'/(n'+1)} (X^*)^{\frac{n'+c(n'+1)}{(n'+1)}}}{\tilde{\sigma}_\theta - \tilde{\sigma}_{r/2}} \right]^{1/c} \quad (49)$$

Тут ε_f' , c - параметри рівняння Коффіна-Менсона; X^* - розмірний параметр; n' і K' - відповідно показник і коефіцієнт діаграми циклічного деформування за одновісного навантаження,

$$\Delta\varepsilon / 2 = \Delta\sigma / 2E + (\Delta\sigma / 2K')^{n'}, \quad (50)$$

де $\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$ - відповідно розмахи напруження і деформації.

Аналогічний підхід, який, однак, враховує накопичення пошкоджень в околі вістря тріщини в межах пластичної зони, запропоновано в праці [278].

Відомо, що використання залежності між швидкістю РВТ і розмахом КІН у формі (43), не дає змоги прогнозувати траєкторію тріщини при пружнопластичному деформуванні, а також не враховує вплив середнього напруження циклу на швидкість РВТ. Ці обмеження усуваються використанням для аналізу РВТ коефіцієнта питомої енергії деформації [430, 432]

$$V = C(\Delta S_{\min})^m, \quad \Delta S_{\min} = S_{\min}^{\max} - S_{\min}^{\min}, \quad (51)$$

де S_{\min}^{\max} , S_{\min}^{\min} - мінімальний і максимальний коефіцієнти питомої енергії деформації в напрямку $\theta = \theta_0$, тобто

$$\Delta S_{\min} = S(\theta_0, \sigma_{\max}) - S(\theta_0, \sigma_{\min}), \quad (52)$$

де σ_{\max} , σ_{\min} - відповідно максимальне і мінімальне напруження циклу.

Залежність (51) була апробована на сплаві Ti-6Al-4V в діапазоні зміни $R = -1 \dots 0,5$. Для вказаного сплаву залежність швидкості РВТ від ΔS є інваріантною відносно асиметрії циклу навантаження [429]. Пізніше цей підхід був розвинутий у праці [365].

Слід відзначити, що незважаючи на велику кількість запропонованих підходів для опису швидкості РВТ, практично відсутні моделі руйнування, котрі дають змогу без проведення прямих експериментів прогнозувати як стабільне поширення тріщини, так і перехід до крихкого руйнування в умовах циклічного навантаження. У цих випадках у розрахункову формулу, наприклад (45), звичайно входить або в'язкість руйнування при статичному навантаженні, або циклічна в'язкість руйнування, котрі визначаються експериментально.

Єдиним винятком є якісний підхід до опису швидкості РВТ і критичного КІН при циклічному навантаженні, який базується на об'єднаній моделі руйнування [12,123,239] і пояснює відмінність між статичною і циклічною в'язкістю руйнування [185, 202]. Однак у рамках об'єднаної моделі [13] неможливо кількісно передбачити момент переходу від стабільного до нестабільного РВТ, а також закономірності її нестабільного зростання.

ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ

Під час виготовлення та експлуатації деякі конструкції, наприклад посудини, що перебувають під тиском, трубопроводи, елементи літальних апаратів тощо, можуть піддаватись одноразовим перевантаженням, які призводять до зміни характеристик пластичності і міцності матеріалу (порогу текучості, умовної межі міцності, опору відриванню). В цих випадках необхідно знати, яким чином попереднє навантаження впливає на характеристики механічних властивостей матеріалу.

Вплив попереднього одноразового пластичного деформування на характеристики механічних властивостей. Значна кількість досліджень присвячена впливу одноразового пластичного розтягу [36,109,113,134,151,290,414] і стиску [30,75,333,345,427] на механічні властивості конструкційних сплавів. В одних працях температура під час попереднього деформування і наступних випробувань була однаковою [30, 36,74,75,109,113,134,290,333,345,427], в інших - відрізнялася [109,333,414].

Для знімання залишкових напружень, обумовлених попереднім пластичним деформуванням, а також створення більш рівноважної структури матеріалу у деяких випадках зразки піддавали штучному старінню.

Розглянемо, як впливає попереднє одноразове навантаження на характеристики діаграми статичного розтягу при ізотермічних умовах без проміжного штучного старіння на прикладі впливу холодного вальцювання і попереднього пластичного деформування на поріг текучості, опір відриву S_K і дійсну залишкову деформацію e_K після руйнування відповідно алюмінієвого сплаву 7475 (хімічний склад, %: 5,7Zn; 2,5Mg; 1,5Cu; 0,3Cr; 0,02Fe; 0,02Si;) і сталі KD32 (хімічний склад, %: 0,15C; 0,32Si; 1,39Mn; 0,019P; 0,007S; 0,031Al) [109,345,427] (рис. 6). Незалежно від знаку навантаження (розтяг чи стиск) збільшення попередньої деформації зменшує e_K і збільшує $\sigma_{0,2}$ сталі KD32 і алюмінієвого сплаву 7475. При цьому дійсний опір відриву нечутливий до попередньої деформації. Слід відзначити

також збільшення порога текучості сталі (склад, %: 0,16C; 0,064Si; 0,88Mn; 0,033P; 0,036S; 0,006N; 0,026Nb) зі збільшенням попередньої деформації e_{np} до 10% порівняно з недеформованим станом [290]. Проте подальше деформування (від 10 до 30%) спричиняє зниження $\sigma_{0,2}$. Виявлене збільшення $\sigma_{0,2}$ у сталі HLSA із збільшенням температури старіння $T_{ст}$ від 440 до 470 K і часу витримки $t_{ст}$ від 8 до 8,5 год. Границя міцності сталі HLSA збільшується з підвищенням e_{np} , температури старіння і зі зменшенням часу старіння [290]. Статистично спланувавши експеримент для врахування взаємодії різних чинників (e_{np} , $T_{ст}$, $t_{ст}$), найбільше підвищення порога текучості сталі HSLA було отримано при такій комбінації параметрів:

$$e_{np} = 10\%, T_{ст} = 193 \text{ K}, t_{ст} = 8,4 \text{ год.}$$

Відзначається, що залишкова пластичність вказаної сталі зменшується зі збільшенням попередньої пластичної деформації, температури штучного старіння з 440 до 470 K і зі зменшенням його тривалості.

Збільшення величини попереднього навантаження і при підвищеній і при кімнатній температурі збільшує межу текучості та зменшує дійсну деформацію при руйнуванні [109,273,274,367,408,410,437,459]. Найбільший вплив пластичного деформування на вказані характеристики виявлений за температури попереднього навантаження 470...570 K.

На основі численних досліджень встановлено, що домінуючим процесом в'язкого руйнування є зародження, ріст і коалесценція шпар при деформуванні матеріалу [94,109,120,353,405,457]. Головним чинником, що понижує деформацію руйнування попередньо деформованої при підвищеній температурі сталі, є деформаційне зміцнення, яке залежить від величини попередньої деформації і температури [109].

Для різних видів напруженого стану (одновісний, плоска деформація) на основі різних уявлень запропонована низка моделей, що описують швидкість росту шпар при статичному навантаженні. Їх огляд містить праця [120]. При цьому важливо зазначити, що початок зародження шпар на включеннях характеризується відносно малими деформаціями ($e_0 = 0,1...0,2$) [409].

Виникнення і еволюція комірчастої структури під час деформування має деякі закономірності, серед котрих можна виділити такі [169,283]:

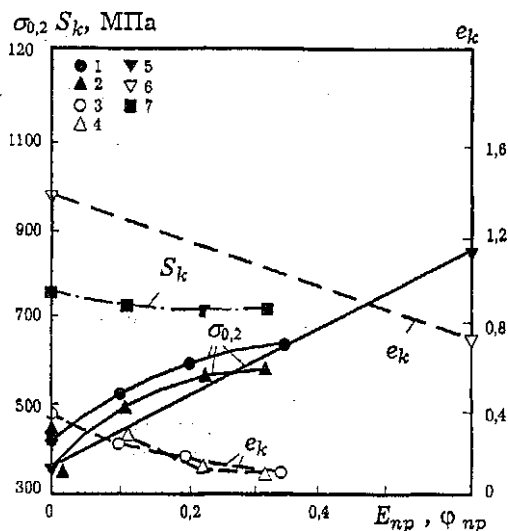


Рис. 6 Вплив попередньої пластичної деформації на характеристики механічних властивостей алюмінієвого сплаву (1-4, 7) і сталі KD 32 (5, 6) при 293K: 1 - 4, 7 - стискання; 5, 6 - розтягування; 1, 3 - [427]; 2, 4, 7 - [345]; 5, 6 - [109]

деформація ε^* , що відповідає початку утворення комірок, залежить від багатьох чинників, зокрема, температури, концентрації домішок, енергії дефектів укладання, розміру первинного зерна; зі збільшенням температури деформування значення ε^* зменшується: висока енергія дефектів укладання, властива ОЦК-металам, у зв'язку з полегшенням поперечного ковзання полегшує утворення коміркової структури; чим

більший розмір зерна, тим легше утворюються комірки.

Вплив попереднього одноразового пластичного деформування на циклічну міцність і закономірності непружного деформування. Попереднє пластичне деформування (об'ємне чи поверхневе) як самостійно, так і разом з термообробкою в окремих випадках є ефективним засобом збільшення межі втоми і циклічної міцності конструкційних матеріалів.

Дані про вплив одноразового попереднього пластичного деформування на циклічну міцність матеріалів неоднозначні. В одних випадках попереднє деформування збільшує [51,86,87,108,322,337,340,384,390,456], в інших [87,149,180,322] - зменшує межу витривалості конструкційних матеріалів. Особливо значне зниження межі витривалості спостерігається для сильно zdeформованих зразків, коли поряд зі зміцненням спостерігається знеміцнення матеріалу, пов'язане

з утворенням шпар і мікротріщин. Неоднозначність впливу попереднього деформування на циклічну довговічність і границю витривалості, ймовірно, обумовлена різним видом деформування (об'ємне чи поверхнєве) [47,322,416], а також зміною умов навантаження (амплітуда, частота і асиметрія циклу навантаження) [51,87,180,384,416].

Попереднє деформування ($\epsilon_{np} = 5\%$) знижує на 30-45% довговічність до зародження тріщини сталі St E47 і алюмінієвого сплаву AlCuMg2 [439], але збільшує довговічність нержавіючої і низьковуглецевої сталей після розтягу зразків на 6-9% [395]. Вказані результати стосуються малоциклової втоми, де довговічність визначали за зародженням тріщини завдовжки приблизно 1 мм.

Для алюмінієвих сплавів (AK4, AK4-1, AK6, AK8, B93) встановлено, що попередня пластична деформація стиску чи розтягу неоднозначно впливає на границю обмеженої витривалості і майже не впливає на нахил кривих втоми. Наприклад, пластична деформація 5% відчутно зменшує довговічність до зародження тріщини у зразках з концентратором зі сталі St E47 ($\sigma_{0,2} = 500...530$ МПа, $\sigma_B = 640...660$ МПа) при незмінному розмаху номінальних напружень [438]. Для багатоциклової втоми внаслідок зміцнення кількість циклів до зародження тріщини в деформованих зразках з вказаної сталі істотно збільшується порівняно з вихідним матеріалом.

Попередня деформація розтягу (до 10%) зменшує ширину петлі гістерезису і збільшує циклічну міцність сталей при жорсткому малоцикловому навантаженні [96]. Причому старіння після попередньої деформації значно підсилює вказані ефекти.

Попереднє пластичне деформування в окремих випадках (наприклад, пластичне вигладжування отворів) супроводжується утворенням системи залишкових напружень стиску. Це зумовлює збільшення циклічної міцності конструкційних елементів.

Була запропонована [444] проста модель для прогнозування довговічності конструкційних елементів при циклічному навантаженні після холодної обробки, яка ґрунтується на розрахунку дійсного напруженого стану в області концентратора з урахуванням залишкових стискувальних напружень. Ефективне напруження у цій моделі визначається таким чином:

$$\sigma_{eff} = \sigma_r \left(\frac{X_1}{R_1} \right) + \sigma_{ap} \left(\frac{X_1}{R_1} \right), \quad (53)$$

де σ_r і σ_{ap} - відповідно рівень залишкових стискувальних напружень і напружень прикладених ззовні; X_1 - відстань до розглядуваної точки від дна концентратора; R_1 - розмір концентратора.

Рентгенівським методом [394] вивчена кінетика утворення залишкових деформацій у поверхневих шарах зразків зі сталі (0,3% С) при статичному розтягу з наступним циклічним навантажуванням. Виникнення залишкових напружень пов'язане з нерівномірністю пластичних деформацій у поверхневих і серцевинних шарах зразків (поверхневі шари мають менший опір пластичним деформаціям). Величина залишкових напружень залежно від пластичних деформацій апроксимується степеневою функцією. Зі збільшенням кількості циклів навантаження залишкові напруження, що виникають внаслідок статичного розтягу, релаксують. Цій релаксації відповідає експоненціальна функція, де показник експоненти залежить від первинного рівня залишкових напружень [394].

Вплив попереднього циклічного пластичного деформування на характеристики механічних властивостей. Циклічне навантаження різним чином впливає на механічні властивості матеріалу при статичному розтягу [48,90,97,141,199,212,213,361,400].

В одній з ранніх праць [361], де досліджувалась зміна границі міцності і текучості відносного видовження і звуження на зразках з заліза (0,05% С) після відносно високого рівня циклічного розтягу-стиску, виявлене збільшення порогу текучості (до 50 %) і міцності (до 10 %) та зниження відносного видовження. Разом з цим відносне звуження було практично сталим. Характер впливу попереднього навантаження на механічні властивості істотно залежить від амплітуди напруження. Для прикладу, якщо при $\sigma_{max}=0,6\sigma_T$ межа міцності збільшується на 9%, то при $\sigma_{max}=0,8\sigma_T$ вона вже знижується до початкового рівня [400], тоді як поріг текучості збільшується.

На рис. 7 узагальнені результати [41,97,199,212] впливу попереднього циклічного пластичного деформування на відносну пластичність деяких сплавів (e_k , e_{k0} - дійсна залишкова деформація після руйнування попередньо деформованого і первісного матеріалу).

Попереднє циклічне пошкодження не впливає на пластичність сталі 12Х2МФА ($\sigma_{0,2}=512$ МПа, $\sigma_B=697$ МПа) в умовах кімнатної температури при різних асиметрії циклу навантаження ($R_\sigma=-1$ і $R_\sigma>0$) і режимах навантаження ($\sigma_a=\text{const}$, $\varepsilon_a=\text{const}$) [97]. Не виявлено впливу циклічного навантаження на пластичність сталей 22 К і 08Х18Н10Т [98]. Але попереднє циклічне навантаження ($\varepsilon_a = \pm 2\varepsilon_T$) при 293 К знижує пластичність сталі 16Г2АФ за низьких (173 і 203 К) температур [199]. Таким чином, при збільшенні пошкодженості N/N_p від 0 до 1 пластичність вказаної сталі при 173 К знижується більш ніж на 70%, а при 203 К приблизно на 50% [199]. За аналогічних режимів навантаження помічене зниження пластичності сталі Ст.Зсп на 50 % порівняно з первинним станом [199]. Помітне зниження пластичності і збільшення порогу текучості спостерігали для циклічно

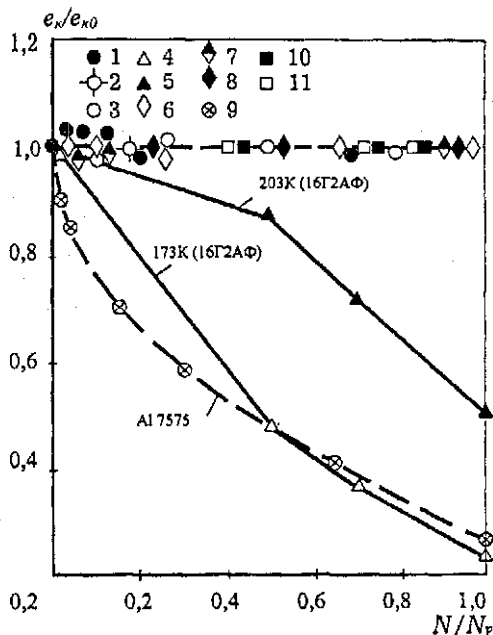


Рис. 7. Залежність відносного запасу пластичності від попередньої циклічної пошкодженості при 293 К. Сталь 12Х2МФА (1-3), 293 К [97]; сталь 16Г2АФ, 173 К (4), 203 К (5) [199]; сталь 20, 293 К, $\sigma_a=182$ (6), 213 (7) 194 МПа (8) [41]; алюмінієвий сплав 7475 (9), 293 К [90]; сталь СтЗ (10,11), 293 К; $R_\sigma=-1$ (1,6-8,10), $R_\sigma>0$ (2); $R_\sigma=-1$ (3-5, 9-11) [212]

знижується більш ніж на 70%, а при 203 К приблизно на 50% [199]. За аналогічних режимів навантаження помічене зниження пластичності сталі Ст.Зсп на 50 % порівняно з первинним станом [199]. Помітне зниження пластичності і збільшення порогу текучості спостерігали для циклічно

зміцнюваного алюмінієвого сплаву Al 7475 (5,7% Mn, 2,4% Mg, 1,4% Cu, 0,21% Cr, 0,05% Si, 0,08% Fe) після попереднього навантажування вище порогу текучості при жорсткому симетричному циклі [90]. При $\epsilon_a=1\%$ після 300 циклів навантаження відносно видовження зменшується на 74% порівняно з непошкодженим матеріалом.

При дослідженні впливу попереднього циклічного навантаження ($\sigma_a=\text{const}$) на зразках з концентраторами напружень виявлено, що в умовах м'якого навантаження міцність і довговічність конструкційних сталей збільшується, а в умовах, близьких до жорсткого навантаження, зменшується [90]. Цей же ефект отримано на гладких зразках зі сталі 10ХСНД, випробуваних при жорсткому і м'якому навантаженні в діапазоні температур 77...293 К [48].

Повторно-статичне навантаження при напруженнях, більших від порогу текучості, знижує відносне видовження (і відносне звуження), а також збільшує межу міцності і поріг текучості алюмінієвого сплаву АЛІ-9 з 0,1 і 0,25%-ним вмістом комплексного модифікатора (титан-бор-цирконій).

В праці [41] досліджували вплив попереднього циклічного навантаження $\sigma_a = \pm 0,72\sigma_T$; $\sigma_a = \pm 0,843\sigma_T$ і $\sigma_a = \pm 0,766\sigma_T$ на характеристики механічних властивостей сталі 20. Виявлено, що циклічне тренування ($N=10^2...10^6$ циклів навантаження) не впливає на відносне звуження при руйнуванні і на σ_B . При цьому поріг текучості $\sigma_{0,2}$ до $N=10^3$ циклів не змінюється, при $N>10^3$ циклів він спочатку зменшується, а потім збільшується. Не помічено впливу циклічного напруцювання на залишкове видовження сталі Ст. 3 при статичному навантаженні (база випробувань $N_p=8\times 10^3...4\times 10^3$ циклів) [20] майже до утворення магістральної тріщини як при постійній амплітуді навантаження, так і постійній амплітуді переміщення затискувачів.

Наклеп і штучне старіння спричинюють істотну зміну циклічної анізотропії в сталі 22 [213]. Якщо при $\epsilon_{np}=0$ ширина петлі δ_k в півциклах розтягу більша, ніж при стиску, то при $\epsilon_{np}=10\%$ з подальшим старінням при 443 К спостерігається протилежне співвідношення ширини петлі в півциклах стиску і розтягу. При штучному старінні перехід від квазістатичного до втомного руйнування здійснюється за меншої кількості циклів навантаження.

Попередня деформація залежно від її рівня різним чином впливає на закономірності непружного циклічного деформування. Після попереднього пластичного деформування розтягом ($\varepsilon_{np}=1\%$) спостерігалось збільшення циклічного зміцнення низьковуглецевої сталі [474]. Однак після $\varepsilon_{np}=5\%$ і 10% вказана сталь стає циклічно знеміцнювальною. Примітним в цих дослідках є те, що виявлена незалежність середнього розміру дислокаційної структури в момент втомного руйнування від попередньої деформації.

У праці [328] теоретично досліджено циклічне зміцнення (знеміцнення) металу після попереднього деформування. Розраховані закономірності циклічного пластичного деформування задовільно узгоджуються з експериментальними даними для технічного алюмінію після попереднього кручення.

2.1. Методика дослідження циклічної міцності

Основні випробування проведені на електрогідравлічній випробувальній машині "Гідропульс 400 КН" (фірма "Шенк", ФРН) з керуючою міні-ЕОМ типу GA 16/240.

Визначення характеристик механічних властивостей при статичному навантаженні. Характеристики механічних властивостей конструкційних сплавів і зварних швів (умовного порогу текучості, умовної межі пропорційності $\sigma_{0,02}$, межі міцності, дійсного напруження при руйнуванні S_k , модуля пружності E , коефіцієнта Пуассона ν , відносного звуження при руйнуванні ψ і дійсної деформації при руйнуванні ε_k) визначали на циліндричних і корсетних зразках з діаметром робочої частини 8 і 10 мм (рис. 8) у діапазоні температур 77...678 К. Поздовжню і поперечну деформації при випробуваннях вимірювали тензометричними датчиками DSA 25/10, RDZ 50/0,5 і DSR 10/1 (фірми "Шенк", ФРН) з точністю не менше $2,5 \times 10^{-4}$ мм/мм. База вимірювання поздовжньої деформації становила 25 і 50 мм.

Схема охолодження циліндричного зразка в межах температур 77...293К зображена на рис. 9. Охолодження зразка 1 до вказаних температур здійснювалось за допомогою подавання рідкого азоту в контактний охолоджувач 2, який є

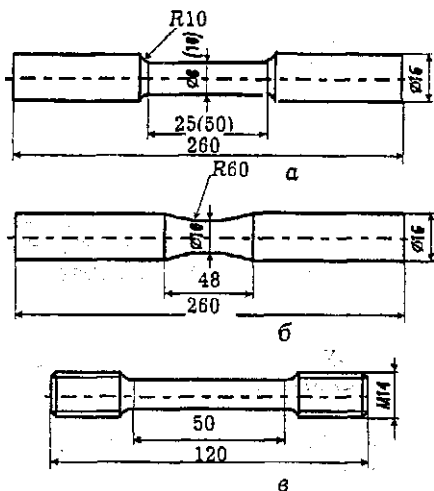


Рис. 8. Зразки для дослідження характеристик механічних властивостей конструкційних матеріалів при статичному і циклічному навантаженні: а, б - циліндричний, в - корсетний

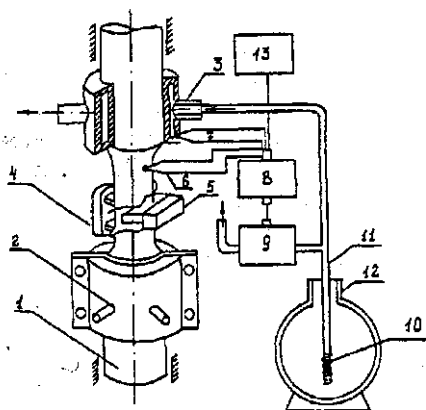


Рис. 9. Схема охолодження зразка

ціометра типу КСП-4, спеціального клапана 9 і нагрівальної спіралі 10 для створення тиску азоту в нагнітальній магістралі 11, посудин Дюара з рідким азотом 12.

виконаний з міді замкнутим контуром, що щільно прилягає до хвостовика зразка і обладнаний штуцерами 3 для підведення і відведення рідкого азоту. Таке розміщення охолоджувачів дало змогу встановити на робочій частині зразка тензometri 4,5 для вимірювання поздовжніх і поперечних деформацій та забезпечити можливість візуального спостереження за поверхнею зразка.

Температура зразка контролювалася мідь - константановою термопарою 6, привареною до його робочої поверхні. Проведене перед випробуваннями температурне тарування зразка свідчить, що різниця температур в центрі робочої частини і віддаленому від нього на відстань 5 мм перерізу становила стабільно 2...3 К. Ця величина врахована як поправка. Задання температури здійснювалось за допомогою системи регулювання. Вона складалась з термопар 6 і 7, потен-

Допоміжний контроль за дійсним значенням температури зразка здійснювався за допомогою цифрового вольтметра 13 типу В7-23. Регулювання температури випробувань з допомогою термопари 7 забезпечило точність підтримання заданої температури в межах ± 1 К і зменшило інерційність системи порівняно з використанням термопари 6 як регульовальної.

Нагрівання зразка в межах температур 293...623 К здійснювалося в електричній печі, обладнаній стрічковими ніхромовими нагрівачами. За допомогою рами піч закріплювалася на колонах установки. Задання температури і її підтримування під час випробувань здійснювалося стандартним регулятором ВРТ-1 з хромель-алюмелевою термопарою, привареною до зразка. Додатково температуру контролювали цифровим вольтметром. Давач вимірювання поздовжньої деформації DSA 25/10 з допомогою подовжувачів виносили за межі печі. Поперечну деформацію при високих температурах не вимірювали.

Процес статичного навантажування керувався міні-ЕОМ GA 16/240, яка давала змогу одночасно записувати вимірювані величини на зовнішній запам'ятовуючий пристрій (магнітний диск). Після руйнування зразка здійснювали математичну обробку вихідних даних з використанням розробленої на мові Фортран програми STATPL. Вказана програма дала можливість обчислити залежність поточних напружень від деформації, справжніх напружень S від деформації, а також параметри діаграми статичного руйнування $\sigma_{0,02}; \sigma_{0,2}; \sigma_B; S_K; E; \nu$ з подальшим виведенням у цифровому і графічному вигляді.

Характеристики пластичності - відносне видовження δ і відносне звуження ψ після розриву - визначали відповідно до ГОСТ 1497-84.

Випробування на втому, а також закономірності непружного деформування конструкційних матеріалів і їх зварних швів досліджували при малоцикловому навантаженні циліндричних і корсетних зразків (рис.8). Випробування здійснювали в жорсткому ($R_e = \varepsilon_{min} / \varepsilon_{max}$) і м'якому ($R_m = \varepsilon_{min} / \varepsilon_{max}$) режимах навантаження за симетричного циклу $R_e = R_\sigma = -1$. Тут $\varepsilon_{min}, \varepsilon_{max}$ - відповідно найменша і найбільша пружнопластичні деформації циклу; $\sigma_{min}, \sigma_{max}$ - відповідно найменше і найбільше напруження циклу. Частота

навантаження, за якої не мало бути саморозігрівання зразка, була в межах 0,1...0,5 Гц.

Період між двома послідовними записами на зовнішній пам'ятовуючий пристрій змінювався у широких межах. Один запис включав в себе два цикли навантаження, при цьому кількість вимірів була в межах 200...400. Для візуального контролю петлі гістерезису в осях координат "зусилля-подовжня деформація", "зусилля-поперечне звуження" записували на двокоординатний самописець 7004В фірми "Паккард".

Необхідно зазначити, що за жорсткого навантаження спостерігалось руйнування тільки втомного типу і всі представлені нижче результати відповідають довговічності до моменту утворення тріщини. Момент утворення тріщини N_T фіксувався не лише візуально на поверхні зразка, але і на діаграмах "максимальне зусилля - кількість циклів навантаження" - для жорсткого навантаження і "максимальна деформація - кількість циклів навантаження" - для м'якого навантаження. В першому випадку поява втомної тріщини завглибшки 0,5...1,2 мм характеризувалася швидшим зменшенням максимального зусилля, а в другому - швидшим збільшенням максимальної деформації (рис. 10).

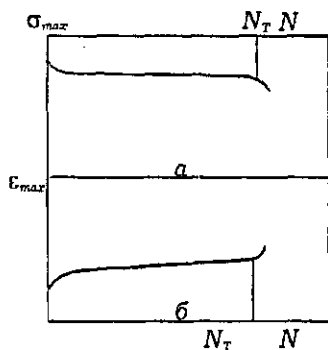


Рис. 10. Визначення кількості циклів навантаження за моментом утворення тріщини: а - $\varepsilon_a = \text{const}$; б - $\sigma_a = \text{const}$

Масиви отриманих числових даних після завершення випробувань обробляли за допомогою програми CYCLE, записаній на алгоритмічній мові Фортран.

Вказана програма дає змогу поциклово визначити ширину петлі гістерезису, максимальну і мінімальну пружнопластичні, пружну і пластичну деформації, модуль пружності, поріг текучості, максимальне і мінімальне напруження циклу, накопичену деформацію і площу петлі гістерезису.

Попереднє одноразове і циклічне пластичне деформування. Попередньому одноразовому і циклічному наванта-

женням піддавали циліндричні зразки діаметром робочої частини 10мм (рис.11,а). При статичному навантаженні зразки деформували розтягом до рівня пластичної деформації ϵ_{np} меншого (ϵ'_{np}) і більшого (ϵ''_{np}) максимальної рівномірної деформації ϵ_B , яка відповідає умовній межі міцності.

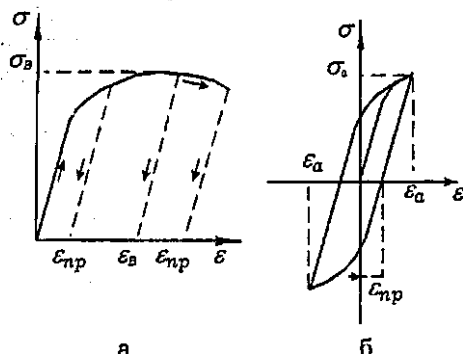


Рис. 11 Схема попереднього пластичного деформування зразків: а - одноразове; б - циклічне ($R_p = -1$)

Пластичну деформуцію визначали виразом

$$\epsilon_{np} = \ln \frac{l}{l - \psi_{np}}, \quad (54)$$

де ψ_{np} - відносне залишкове звуження поперечного перерізу після попереднього пластичного деформування. Крім цього, обчислювали зведену деформацію

$\bar{\epsilon}_{np} = \epsilon_{np} / \epsilon_k$. Тут ϵ_k -

поздовжна пластична деформація після руйнування. Поріг текучості і границю міцності попередньо деформованого зразка визначали за формулами

$$\sigma_{0,2} = P_{0,2} / F, \quad \sigma_B = P_B / F,$$

де F - площа перерізу (або нетто-перерізу) зразка після попереднього деформування; P_B , $P_{0,2}$ - відповідно максимальне зусилля і зусилля при поздовжній пластичній деформації 0,2 %. Дійсний опір розриву S_k і поздовжню логарифмічну деформацію ϵ_k при руйнуванні визначали виразами

$$S_k = P_k / F_k; \quad (55)$$

$$\epsilon_k = \ln \frac{l}{l - \psi_k}, \quad (55)$$

де $\psi_k = 1 - F / F_k$ - відносне звуження площі поперечного перерізу; F_k - площа поперечного перерізу зразка після руйнування.

Найбільше головне напруження у шийці циліндричного зразка σ_z^{max} під час руйнування [42]

$$\sigma_z^{max} = S_k(1 + a_k / 2R) \quad (56)$$

де $a_k = d_k / 2$ - радіус шийки поперечного перерізу зразка після руйнування; R - радіус кривини шийки (в площині поздовжньої осі) зразка після руйнування.

Вплив попереднього циклічного навантаження ($R_e = -1$) на характеристики механічних властивостей досліджували з контрольованою амплітудою пружнопластичної деформації ϵ_a . Частоту навантаження 0,1...0,5 Гц визначала умова відсутності саморозігрівання зразка.

Попереднє циклічне навантаження здійснювали при рівнях амплітуди пружнопластичної деформації $\epsilon_a = 0,3\%$; $0,45\%$ та $0,7\%$ з відносним напрацюванням $\bar{N} = N / N_T = 0,3$; $0,6$; $0,85$.

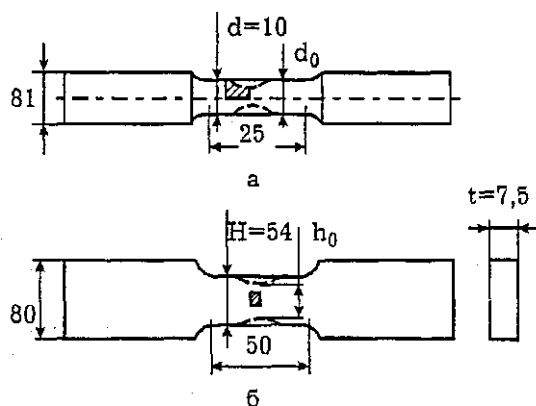


Рис. 12. Зразки для визначення характеристик механічних властивостей при одноосному розтягуванні та схема вирізування шліфів (заштрихована область): а - циліндричний зразок; б - плоский зразок

Заготовки шліфів для вивчення мікроструктури та кінетики шпар при одноразовому попередньому деформуванню вирізали з циліндричних і плоских зразків (рис.12,а,б).

Кінетику росту мікротріщин при циклічному навантаженні досліджували на полірованій поверхні плоских зразків (рис. 12, б).

Мікроструктуру вивчали на оптичному мікроскопі "Neophot" при збільшенні 100...1000х.

Блок-схема програми автоматизації обробки результатів дослідження міцності. Програма дає змогу визначити такі характеристики механічних властивостей матеріалів: модуль пружності, умовну межу пропорційності $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{0,05}$, з допуском на пластичну деформацію відповідно 0,02%, 0,05% і умовний поріг текучості $\sigma_{0,2}$, межу міцності, максимальне рівномірне видовження (деформацію); дійсний опір розриву, дійсну деформацію при руйнуванні ϵ_k , а також показник деформаційного зміцнення n .

Діаграма руйнування в умовних або дійсних координатах виводиться на цифровий графопобудовувач.

Програма STATPL працює з вихідними даними, записаними на диск, після закінчення експерименту на статичний розтяг (стиск). Вхідні дані для програми:

MAT, ITEMP, NOM - марка матеріалу, температура, номер зразка;

D0 (SHIR, TOLSCH) - діаметр (ширина, товщина) зразка, м;

FP, FE, FE2 - калібрувальний коефіцієнт зусилля (кН/В), поздовжньої (%/В) і поперечної (%/В) деформації;

BAZA, DOP - база вимірювання, м; допуск при визначенні модуля пружності;

R(NR) - масив вихідних даних зусилля-поздовжнє видовження, поперечне звуження;

NR - розмір масиву даних.

Блок - схему програми ілюструє рис. 13.

На початковому етапі визначається площа поперечного перерізу зразка з циліндричною або плоскою робочою частиною. Потім відповідно до схеми (рис.14) обчислюють модуль пружності E . Для цього весь масив точок P_i , δ_i (зусилля, видовження) лінійно апроксимується за методом найменших квадратів і обчислюються коефіцієнти рівняння регресії $A1$ і $B1$. Якщо, хоча б для однієї точки величина $X1-X$ менше наперед заданого допуску DOP, то весь масив розділяється на дві частини.

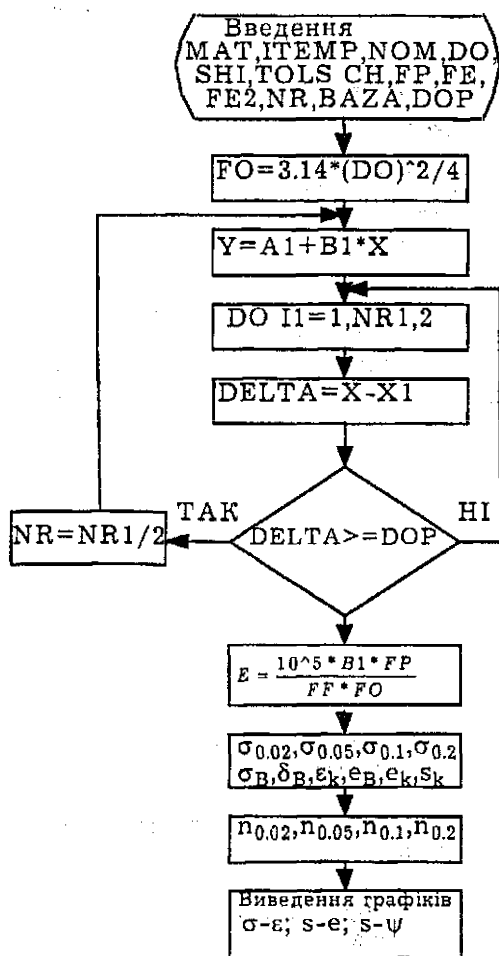


Рис. 13. Блок-схема програми STATPL

Частина масиву, яка описує ліву частину діаграми розтягу, апроксимується за методом найменших квадратів і знову порівнюється різниця $X_1 - X$ з допуском DOP для точок вказаного масиву. Цей процес повторюється доти, доки для всіх точок масиву не виконається умова $X_1 - X < DOP$. Потім за коефіцієнтом регресії B_1 обчислюється модуль пружності E (рис. 14). Далі визначають умовний поріг течучості і межу пропорційності з різним допуском на деформацію, а також інші характеристики міцності і пластичності матеріалу, обчислюють діаграми $\sigma-E$, $S-e$ і $S-\psi$, приклад виводу яких представлений на рис. 15.

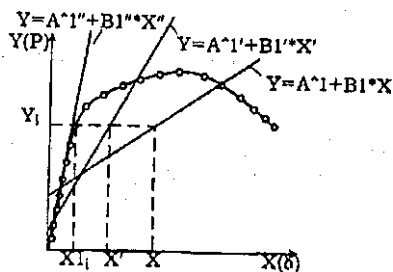


Рис. 14. Схема методу ітерації для визначення модуля пружності E

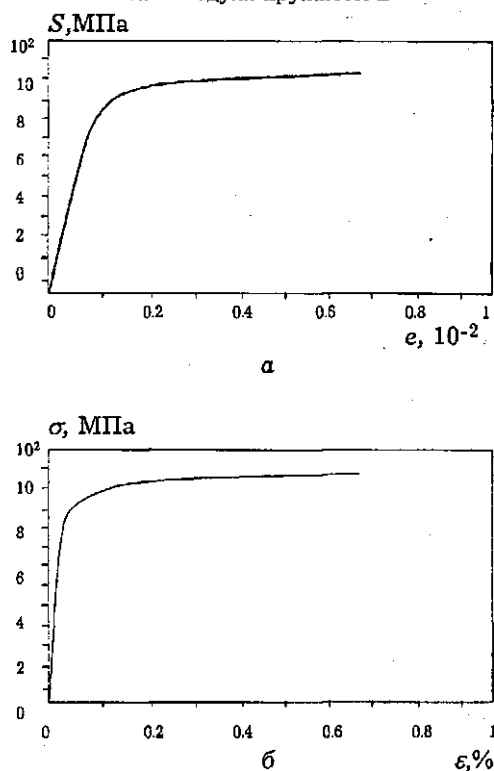


Рис. 15 Приклад виведення діаграм $S-\epsilon$ (а) і $\sigma-\epsilon(\%)$

Блок-схема програми обчислень характеристик циклічного пластичного деформування. Програма створена для аналізу петель гістерезису в умовах малоциклового деформування при жорсткому ($\epsilon_a = \text{const}$) або м'якому ($\sigma_a = \text{const}$) навантаженнях за довільної асиметрії циклу. У наперед заданих циклах визначаються умовна межа пропорційності і поріг текучості, модуль пружності, максимальна і мінімальна пружнопластичні й пластичні деформації, ширина петлі гістерезису, площа петлі гістерезису (питома енергія непружної деформації за цикл) ΔW , накопичена пластична деформація і сумарна енергія непружної деформації W .

Програма CYCLE працює з даними, записаними на диск після закінчення експерименту. Програмне забезпечення дає змогу здійснювати неперервний або через визначену кількість циклів навантаження запис петель гістерезису.

Вхідні дані для програми:

MAT, ITEMP, NOM - марка матеріалу, температура, номер зразка;

D0, SHIR, TOLSCH - діаметр (ширина, товщина) зразка, м;

FR, TI, AN - параметри циклічного навантаження: частота, режим ($\epsilon_a = \text{const}$, $\sigma_a = \text{const}$), асиметрія циклу;

FP, FE - калібрувальний коефіцієнт зусилля (кН/В) і деформації %/В.

Опис змінних і масивів:

R (NR) - масив вихідних даних зусилля - поздовжня або поперечна деформації,

NR - розмір масиву даних;

NZ - кількість записів.

PB1, DB1 - масиви зусилля і поздовжнє видовження (поперечне звуження) на ділянці зростання навантаження (в непарному півциклі);

PN1, DN1 - масиви зусилля і поздовжнє видовження (поперечне звуження) на ділянці розвантаження (в парному півциклі);

N1, M1 - кількість точок вимірів відповідно в непарному і парному півциклах;

INC - номер півциклу;

Блок-схема програми CYCLE зображена на рис.16. Дані експерименту зчитуються з диску в оперативну пам'ять машини окремими блоками (масивами), стосовно двох - десяти петель гістерезису. Кожний наступний блок зчитується тільки після того, як буде опрацьований попередній.

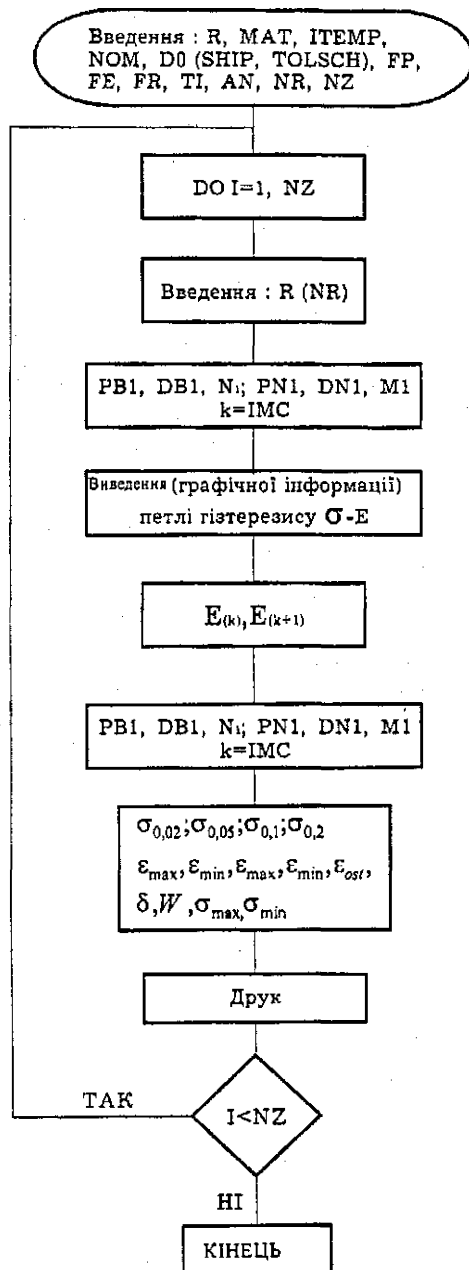


Рис. 16. Блок-схема програми CYCLE

Потім формуються масиви PB1, DB1 і PN1, DN1 відповідно для парного і непарного півциклів навантаження, розраховуються масиви напружень і деформацій, які виводяться на графопобудовувач у вигляді окремих петель гістерезису.

Модуль пружності для парного і непарного півциклів визначається ітераційним методом, як у програмі STATPL (див. рис.14). Потім для парного і непарного півциклів розраховується умовний поріг текучості, максимальне і мінімальне значення пластичної і пружнопластичної деформацій, максимальне і мінімальне напруження циклу, ширина і площа петлі гістерезису, накопичена пластична деформація.

2.2. Механічні властивості досліджуваних матеріалів

Цей підрозділ містить характеристики механічних властивостей досліджуваних конструкційних матеріалів і їх зварних швів. Це корпусні теплозмикачі сталі 15X2МФА(I), 15X2МФА(II), 15X2МФА(III), 15X2МФАА, 15X2НМФА, 15X2НМФАА і зварні шви, виконані дротом Св-10ХМФТ(I), Св-10ХМФТ(II); метал наплавки 10X16Н25АМ6; основний метал, метал зони термічного впливу і метал зварного шва титанового сплаву типу ВТ6С; сталь 20Л і алюмінієвий сплав АМг6. Характеристики механічних властивостей досліджуваних матеріалів подані в табл. 1. Сталь 15X2МФА, 15X2МФАА, 15X2НМФАА, а також зварні шви 10ХМФТ і метал наплавки 15X3НМФАА застосовують під час виготовлення корпусів атомних реакторів типу ВВЕР-440 і ВВЕР-1000. Зварний шов 10ХМФТ виконували під шаром флюсу АН-42. Сталь 20Л застосовується при виготовленні виливаних деталей вагонів. Алюмінієвий сплав АМг6 широко використовують авіабудування.

Сталь 15X2МФА(I) і її зварний шов, виконаний дротом марки Св-10ХМФТ(I), відповідають стану матеріалу корпуса реактора на початку експлуатації. За допомогою термічної обробки змодельовані механічні властивості, а також температура крихкості, аналогічні властивостям радіаційно опроміненої сталі і її зварного з'єднання в області активної зони в кінці терміну експлуатації - сталь 15X2МФА(III) і Св-10ХМФТ(II) [16]. Розрахункова доза опромінення нейтронами до кінця терміну експлуатації (приблизно 40 років) корпуса реактора ВВЕР-440 в області активної зони становить

$F=2,42 \times 10^{20}$ нейтр/см² з енергією понад 0,5 МеВ при температурі опромінення 543 К. При цьому зсув температури крихкості для сталі і зварного шва становить відповідно $T_{\kappa 0}=120$ К і 160 К.

Сталь 15Х2МФА(II) відповідає стану матеріалу до середини терміну експлуатації. У цьому випадку, інтегральний флюенс становить $1,21 \times 10^{20}$ нейтр/см², з енергією понад 0,5 МеВ.

На рис.17 зображено температурні залежності характеристик міцності і пластичності σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) за короточасного розтягу циліндричних зразків з діаметром робочої частини 8 мм. З підвищенням температури випробувань від 77 до 623 К значення σ_B і $\sigma_{0,2}$ зменшуються, а характеристики пластичності δ і ψ спочатку збільшуються, а потім залишаються

незмінними (для сталі 15Х2МФА(III)) або зменшуються (для сталі 15Х2МФА(I)). Зниження температури відпуску з 943 до 893 К істотно (в 1,4...1,7 раза) підвищує умовний поріг текучості і межу міцності сталі 15Х2МФА. Підвищення температури випробувань від 77 до 293 К призводить до збільшення $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ сталі 15Х2МФА(I).

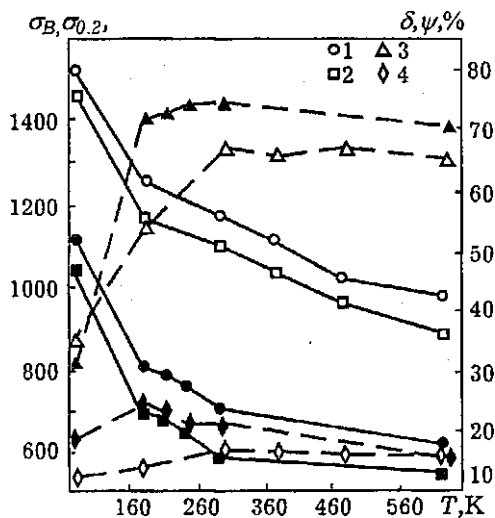


Рис. 17. Температурні залежності характеристик механічних властивостей сталей: темні значки - сталь 15Х2МФА(I), світлі значки - сталь 15Х2МФА(III); 1 - σ_B ; 2 - $\sigma_{0,2}$; 3 - ψ ; 4 - δ

Таблиця 1

Характеристики механічних властивостей матеріалів

Матеріал, склад, %	Термообробка	Т, К	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
			МПа		%	
Сталь 15Х2МФА (I): 0,18С; 0,62Мо; 0,27Si; 0,29V; 0,48Mn; 2,58Cr; 0,019S; 0,16Ni; 0,013P; 0,011Ti	Гартування з 1273К 13 год в олії, відпуск при 963К 24 год на повітрі, дод. відпуск 84 год на повітрі при 923...943К	77	1040	1120	18,6	31,1
		183	696	805	24,1	72,1
		213	674	780	23,0	72,8
		243	647	750	20,4	74,2
		293	584	700	21,0	74,6
		623	545	510	14,7	70,3
Сталь 15Х2МФА (II): хім. склад той самий	Гартування з 1273К 6 год в олії, відпуск	293	900	1000	15,8	-
Сталь 15Х2МФА (III): хім. склад той самий	Гартування з 1273К 4 год в олії, відпуск 6 год (одноразовий) при 893К	77	1440	1590	3,1	2,9
		183	1160	1250	14,2	54,0
		293	1100	1160	16,6	67,2
		373	1040	1110	15,7	65,8
		473	956	1020	15,6	67,4
		623	880	970	15,2	65,2
Сталь 15Х2НМФА: 0,16С; 0,64Мо; 0,04Cu; 1,78Cr; 0,006S; 1,65Ni; 0,008P	Гартування з 1193К 10 год у воді, відпуск 10 год на повітрі при 948К	183	750	840	25,0	67,0
		293	650	730	23,0	71,0
Сталь 15Х2МФАА: 0,15С; 0,64Мо; 0,29Si; 0,25V; 0,45Mn; 0,05Cu; 2,65Cr; 0,011S; 0,07Ni; 0,012P	Гартування з 1273 К 10,5 год в олії, від- пуск 19 год на повітрі при 963... 973К, дод. відпуск 50 год на повітрі при 933... 943К	123	923	926	18,2	54,8
		183	689	761	22,4	60,4
		243	616	718	21,9	75,1
		293	554	650	19,9	77,4
Сталь 15ХНМФАА: 0,16С; 0,40; 0,23; 0,012; 0,005P; 2,25; 0,99; 0,52Мо; 0,11; 0,002Со; 0,003А	Гартування з 1273К у воді, відпуск 10 год на повітрі при 953К	293	545	475	13,0	53,2
Зварний шов Св-10ХМФТ(I): 0,04С; 1,17Mn; 0,39P; 0,51Мо; 0,43Si; 1,30Cr; 0,10Ni; 0,20V; 0,014S	Відпуск 45 год на повітрі при 923К	293	560	624	21,3	66,3
Зварний шов Св- 10ХМФТ(II): хім. склад той самий	-	293	560	700	20,0	-
Сплав АМг6	В стані поставлення	293	200	395	28,2	46,0

З підвищенням температури до 623 К значення $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ зменшується і дорівнює $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ при 150К. При 293К $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ досягає верхньої межі для циклічно знімцiovаних матеріалів [166]. Сталь 15Х2МФАА порівняно зі сталлю

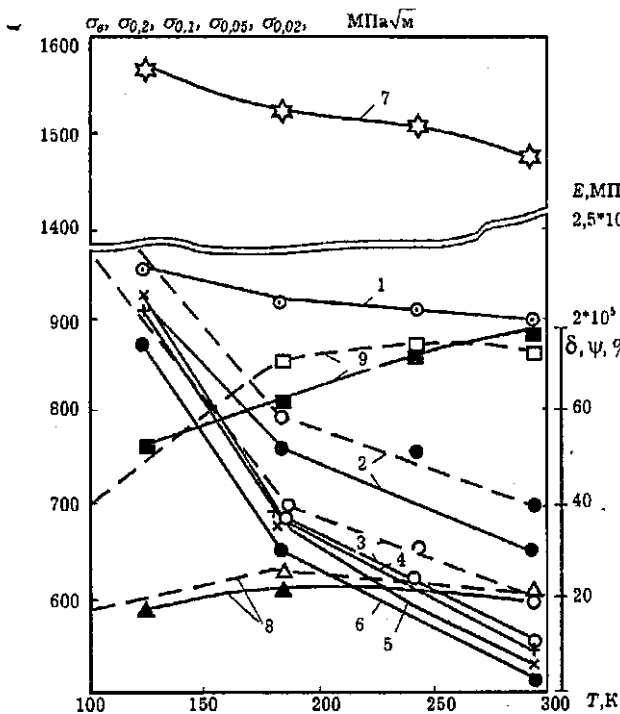


Рис. 18. Температурні залежності характеристик механічних властивостей сталі 15Х2МФА (штрихові лінії) і 15Х2МФАА (суцільні лінії): 1 - E ; 2 - σ_B ; 3 - $\sigma_{0,2}$; 4 - $\sigma_{0,1}$; 5 - $\sigma_{0,05}$; 6 - $\sigma_{0,02}$; 7 - S_x ; 8 - δ ; 9 - ψ

15Х2МФА(I) має більш низький середній вміст вуглецю (на 16%), сірки (на 42%), а також Е, МПа таких елементів, як нікель (на 65%), ванадій (на 17%). Крім того, сталь 15Х2МФАА має нормований вміст міді (0,05%) і в ній відсутні домішки титану (табл. 1). Знижений вміст домішок у сталі 15Х2МФАА забезпечує найнижчий коефіцієнт радіаційного окрихнення [16,135, 176] порівняно зі сталлю 15Х2МФА(I).

Порівнюючи графіки (рис. 18), бачимо, що сталь 15Х2МФАА має нижчі межі міцності і текучості (при температурі вищій 183 К), але характеристики пластичності (δ і ψ) вказаних сталей близькі і змінюються в досліджуваному діапазоні температур неоднозначно.

2.3. Критерії втомного руйнування і закономірності непружного циклічного деформування

Циклічну міцність і закономірності непружного деформування сталей 15Х2МФА(І) та 15Х2МФА(ІІІ) досліджували при температурі 293 К в умовах контрольованої амплітуди пружнопластичної деформації $R_\epsilon = -1$ на зразках з циліндричною робочою частиною діаметром 10 мм. Методика випробувань описана в п. 1 даного розділу.

Для оцінювання циклічної міцності використовували деформаційні та енергетичні критерії руйнування. Відомо, що амплітуда пружнопластичної деформації пов'язана з кількістю циклів до руйнування залежністю [97,142]

$$\epsilon_n = \epsilon_{ae} + \epsilon_{ap} = C_e N^{n_e} + C_p N^{n_p}; \quad (57)$$

де ϵ_a , ϵ_{ae} , ϵ_{ap} - відповідно амплітуда загальної, пружної і пластичної деформації; C_e , C_p , n_e , n_p - характеристики матеріалу, значення яких для досліджуваних матеріалів містить табл. 2.

Таблиця 2

Параметри рівнянь (57) та (60)

Матеріал	Рівняння (57)				Рівняння (60)	
	C_e	n_e	C_p	n_p	K'	N'
15Х2МФА(І)	0,367	-0,081	3,66	-0,352	768,6	0,097
15Х2МФА(ІІІ)	0,798	-0,10	70,9	-0,957	1145	0,046

Для металів, незалежно від кількості циклів навантаження, руйнування відбувається, коли енергія непружного гістерезису досягає критичного значення [188]

$$W_y = \sum_{i=1}^{N_T} \left[\Delta W_i - \Delta W_T \left(\frac{\Delta W_i}{\Delta W_T} \right)^\beta \right] = const, \quad (58)$$

де ΔW_T - питома енергія непружної деформації за цикл при напруженні на межі втоми; ΔW_i - питома енергія непружної деформації в i -тому циклі. Параметр β в цьому випадку визначає інтенсивність росту безпечної частини розсіюваної енергії зі збільшенням N_T .

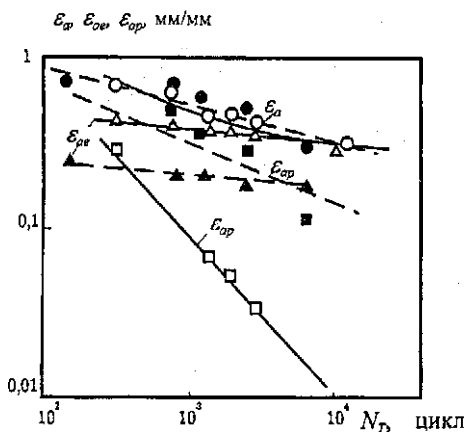


Рис. 19. Криві циклічної міцності сталі 15X2MFA(I) (штрихові лінії) та 15X2MFA(III) (суцільні лінії) при 293 К і $R_\epsilon = -1$

В межах $N_T = 10^2 \dots 2 \cdot 10^4$ циклів криві циклічної міцності сталей 15X2MFA(I) і 15X2MFA(III) в термінах амплітуди пружнопластичної деформації практично збігаються (рис.19).

Для досліджуваних сталей спостерігається різний характер зміни сумарної питомої енергії непружної деформації з кількістю циклів до руйнування (рис. 20). При збільшенні кількості циклів питома енергія непружної деформації для сталі 15X2MFA(I) збільшується і майже залишається незмінною

для сталі 15X2MFA(III). Крім того, сталь 15X2MFA(I) має більшу здатність до розсіювання енергії при циклічному навантаженні порівняно з 15X2MFA(III).

Результати дослідження закономірностей непружного деформування (рис.21) свідчать, що сталь 15X2MFA як в пластичному, так і в окрихченому стані є циклічно знеміцнюваною. Якщо знехтувати нестабільною зміною ширини петлі гістерезису на початковому етапі деформування $\bar{N} < 0,1 \dots 0,2$, то надалі зі збільшенням кількості циклів навантаження спостерігається переважне збільшення $\delta^{(k)}$. Однак, якщо за жорсткого пружнопластичного деформування знеміцнення сталі 15X2MFA(I) відбувається у всьому діапазоні амплітуди деформації ($\epsilon_a = 0,3 \dots 0,7\%$), то сталь 15X2MFA(III) є циклічно знеміцнюваною тільки при $\epsilon_a > 0,5\%$. Нижче цього значення ($\epsilon_a < 0,5\%$) зі збільшенням кількості циклів навантаження ширина петлі гістерезису практично незмінна. Відомо, що інтенсивність процесу знеміцнення можна оцінити залежністю [97]

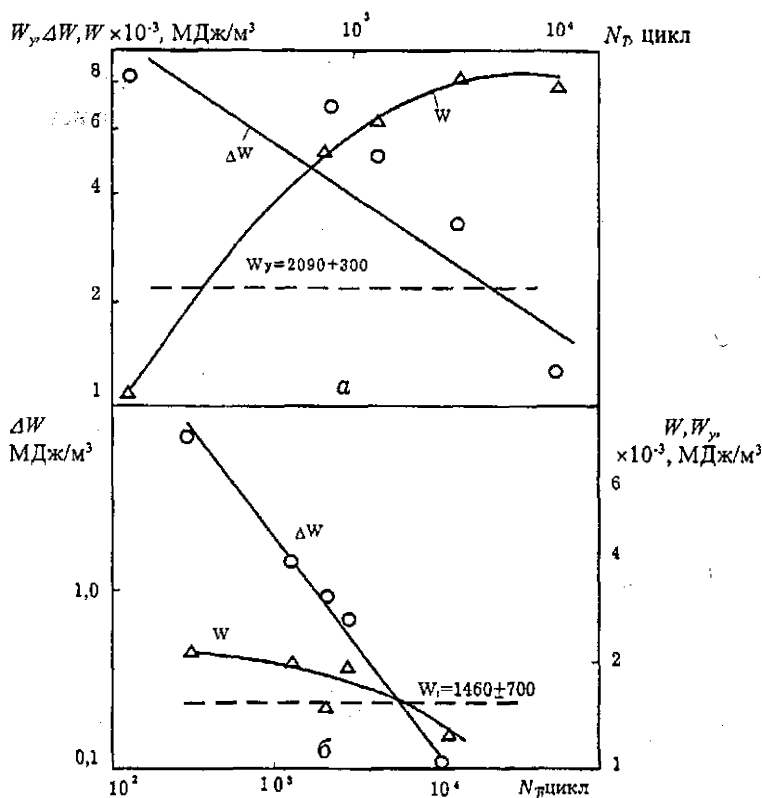


Рис. 20. Залежність ΔW , W і W_y від кількості циклів до зародження тріщини в сталі при 293 К, $R_c = -1$.
а - сталь 15Х2МФА(І); б - сталь 15Х2МФА(ІІІ)

$$\delta^{(k)} = \delta^{(1)} F(k), \quad F^{(k)} = e^{\beta_1(k-1)}, \quad (59)$$

де $\delta^{(1)}$, $\delta^{(k)}$ - ширина петлі гістерезису відповідно у i -му і k -му півциклах навантаження; β_1 - параметр, який характеризує інтенсивність знеміцнення. При однаковій амплітуді пружнопластичної деформації параметр β більший для сталі 15Х2МФА(І). Тобто зі збільшенням порогу текучості інтенсивність знеміцнення падає.

На рис. 22 зображені діаграми статичного і циклічного деформувань досліджуваних сталей. За циклічного навантаження експериментальні дані добре апроксимуює рівняння Рамберга-Осуда

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2} + \left(\frac{\Delta \sigma}{K'} \right)^{1/N'} \quad (60)$$

де $\Delta \sigma$ - розмах напружень при $\bar{N} = N/N_T = 0,5$; K', N' - відповідно коефіцієнт і показник зміцнення діаграми деформування (табл.2).

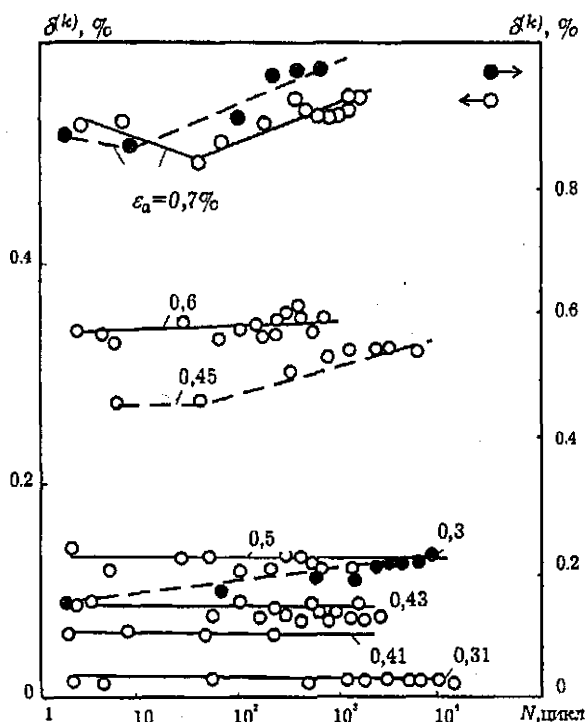


Рис. 21. Залежність ширини петлі гістерезису від кількості циклів навантаження сталей при 293 К, $R_L = -1$. Штрихові лінії - сталь 15Х2МФА(I); суцільні лінії - сталь 15Х2МФА(II)

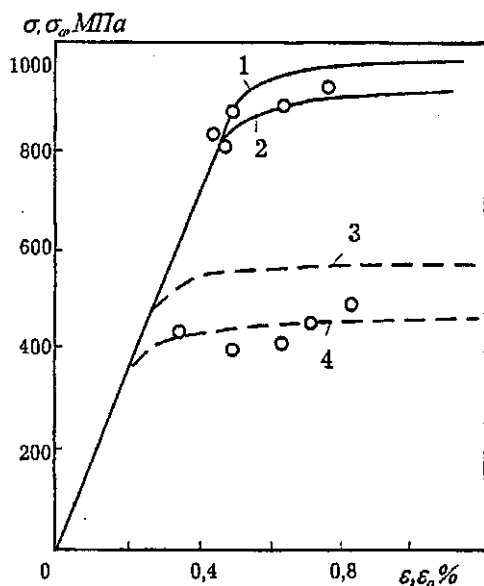


Рис. 22 Діаграми статичного (1, 3) і циклічного (2, 4) деформувань сталі 15Х2МФА(І) (3, 4) і 15Х2МФА(ІІІ) (1, 2) при 293 К

Відомо, що попереднє циклічне навантаження впливає на мікроструктуру і на механічні властивості матеріалу.

Для сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) циклічне навантаження знижує поріг текучості і межу пропорційності при 293 К (рис. 23). Але вже при напрацюванні $\bar{N} > 0,3$ для сталі 15Х2МФА(І) і $\bar{N} > 0,1$ для сталі 15Х2МФА(ІІІ) значення $\sigma_{0,02}$ і $\sigma_{0,2}$ практично стабілізуються до моменту появи макротріщини.

Попереднє циклічне напрацювання при 293К зменшує поріг текучості і межу пропорційності сталі 15Х2МФА(І) в умовах низької температури (123 К) (рис. 24). Збільшення амплітуди деформації знижує $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ і $\sigma_{0,2}$. Збільшення амплітуди пружнопластичної деформації практично не впливає на межу міцності, але збільшує дійсний опір відриву і зменшує характеристики пластичності δ і ψ сталі 15Х2МФА(І) при 123 К порівняно з аналогічними характеристиками для вихідного матеріалу.

Вплив циклічного напрацювання на характеристики механічних властивостей сталі 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) за кімнатної температури менш істотний порівняно з низькими температурами (рис. 25).

Досить важливою для опису процесів втоми руйнування є кількісна інформація про накопичення втомих пошкоджень при циклічних навантаженнях. У процесі втоми загалом виділяють такі основні періоди: інкубаційний, пов'язаний з накопиченням спотворень кристалічної ґратки; розривлення, пов'язаний з порушенням монолітності металу, тобто зародження і розвиток мікротріщин; утворення макротріщин і розвиток їх до критичного розміру.

Зародження і розвиток втомих мікротріщин досліджували на поверхні плоских зразків з сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) (див. рис. 12, 6). Для цього поверхню гладкого зразка ретельно полірували. Під час випробувань після напруження різної тривалості зразки знімали з випробувальної машини і фотографували їх гладку поверхню зі збільшенням 250× на мікроскопі "Neophot-2". Одержані фотографії аналізували, вимірюючи розміри та кількість мікротріщин. Після цього обчислювали середню довжину мікротріщин

$$\bar{l} = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k l_i, \quad (61)$$

їх густину

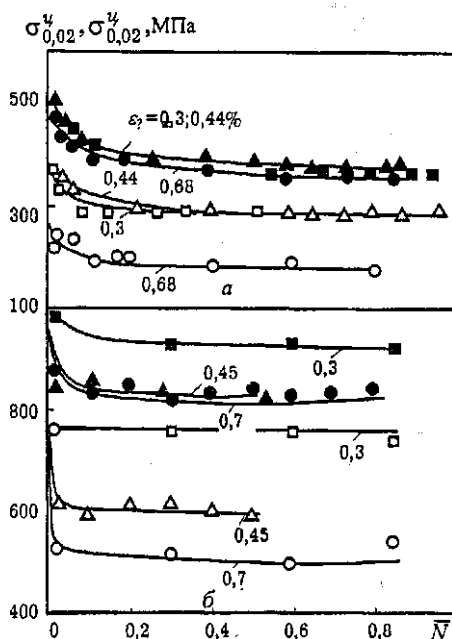


Рис. 23. Залежність порогу текучості $\sigma_{0,2}$ (темні точки) і межі пропорційності $\sigma_{0,02}$ (світлі точки) сталі 15Х2МФА(I) - а; сталі 15Х2МФА(III) - б

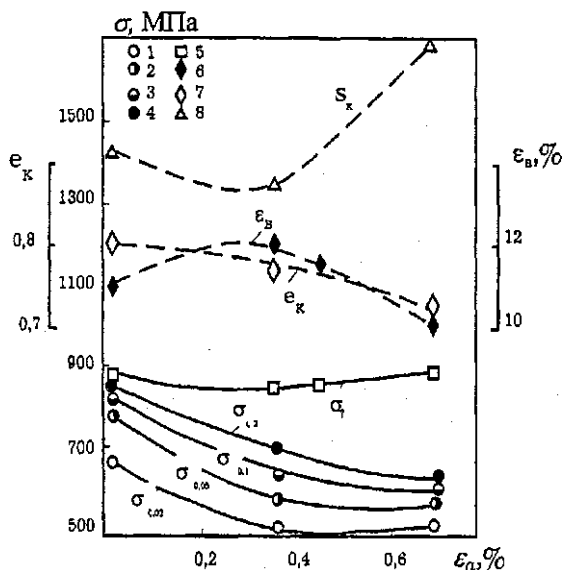


Рис. 24 Залежність $\sigma_{0,02}$ (1), $\sigma_{0,05}$ (2), $\sigma_{0,1}$ (3), $\sigma_{0,2}$ (4), ϵ_s (5), e_k (6), ϵ_s (7), S_k (8) сталі 15Х2МФА(І) при 123 К від амплітуди пружнопластичної деформації при 293 К, $\bar{N} = 0,3$

$$q = k/F_n \quad (62)$$

а також середню відстань між мікротріщинами

$$\bar{r} = 1/\sqrt{q}, \quad (63)$$

де k - кількість мікротріщин; F_n - досліджувана площа поверхні зразка.

Аналіз поверхні зразка свідчить, що під час малоциклового навантаження ($N_T < 10^5$ цикл) мікротріщини виникають внаслідок циклічного ковзання у найбільш

сприятливо орієнтованих стосовно напрямку максимальних дотичних напружень зернах. На початку навантажування у більшості випадків мікротріщини на поверхні зразка були орієнтовані приблизно під кутом 45° до поздовжньої осі зразка. З подальшим циклічним навантаженням в процесі росту мікротріщин спостерігалось їх відхилення від початкової орієнтації, пов'язане з виходом мікротріщини на границю зерна.

Зі збільшенням циклічного напруження в сталях 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) відбувається збільшення середньої довжини і густини мікротріщини, а також зменшення середньої відстані між ними (рис. 26). Збільшення амплітуди пружнопластичної деформації спричинило появу мікротріщин на більш ранніх стадіях навантаження, і при однаковому відносному напруженні їх середня довжина була більшою за більших амплітуд деформації.

Як загальну закономірність треба відзначити, що для обох досліджуваних сталей при всіх амплітудах пружно-пластичної деформації середня довжина мікротріщин до моменту попереднього утворення макротріщин ($\bar{N} < 0,85$) не перебільшувала середнього розміру зерна, який для сталей 15Х2МФА (I) і 15Х2МФА(III) відповідно дорівнює 200 і 150 мкм. З ростом питомої енергії непружної деформації середня довжина і густина мікротріщин в сталі 15Х2МФА (I) збільшуються пропорційно (рис. 27). При цьому вказані залежності в діапазоні $\sigma_s = 0,3 \dots 0,45\%$ інваріантні відносно амплітуди пружнопластичної деформації.

Досліджували вплив однократної пружнопластичної деформації розтягом на характеристики механічних властивостей (σ_s , $\sigma_{0,02}$, δ , ψ) сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III). Випробування здійснювали на циліндричних зразках діаметром робочої частини 10 мм (див. рис. 8,а). Температура попереднього навантаження була 293 К, температура руйнування - 293 К для сталі 15Х2МФА(III) і 293 та 123 К - для сталі 15Х2МФА(I).

На рис. 28 показана мікроструктура сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) у початковому стані і після попереднього деформування при 293 К. У початковому стані в обох сталях (рис. 28) добре помітні границі зерен і пакети перліту.

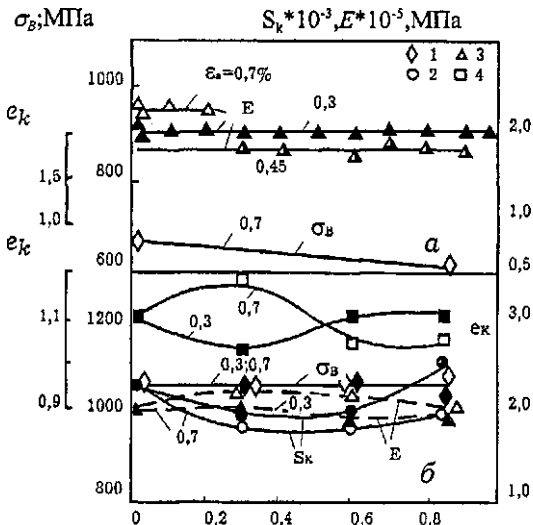


Рис. 25. Залежність σ_s (1), S_k (2), E (3) і ϵ_k (4): а - у сталі 15Х2МФА(I); б - 15Х2МФА(III) відносно довговічності при 293 К $R_s = -1$

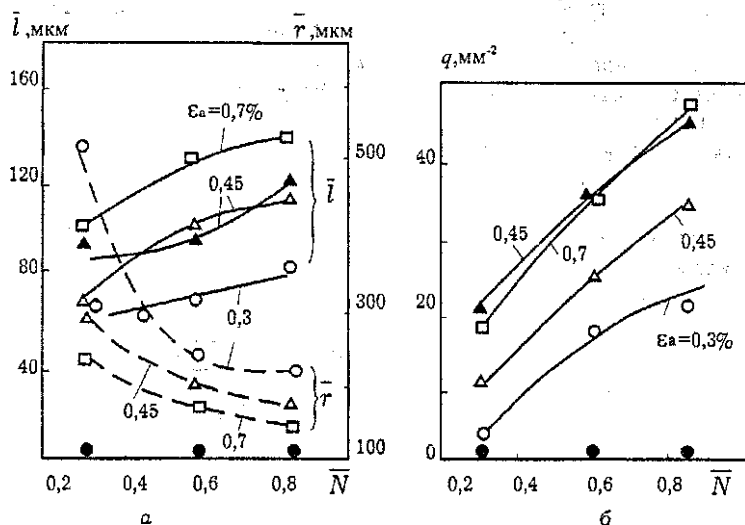


Рис. 26. Залежність середньої довжини мікротріщин \bar{l} , середньої відстані між ними \bar{r} (а) та густини мікротріщин q (б) в сталі 15Х2МФА(І) (світлі точки) і 15Х2МФА(ІІІ) (темні точки) при 293К відносно довговічності, $R_e = -1$

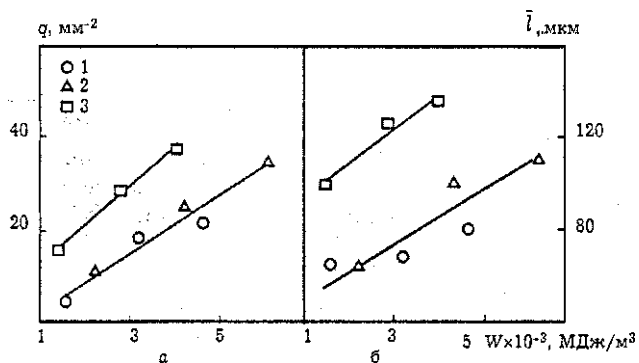


Рис. 27. Залежність густини мікротріщин (а) і середньої довжини мікротріщин (б) у сталі 15Х2МФА(І) при 293 К від питомої енергії непружної деформації $R_e = -1$; $\epsilon_a = 0.3\%$ (1); 0.45% (2); 0.7% (3)

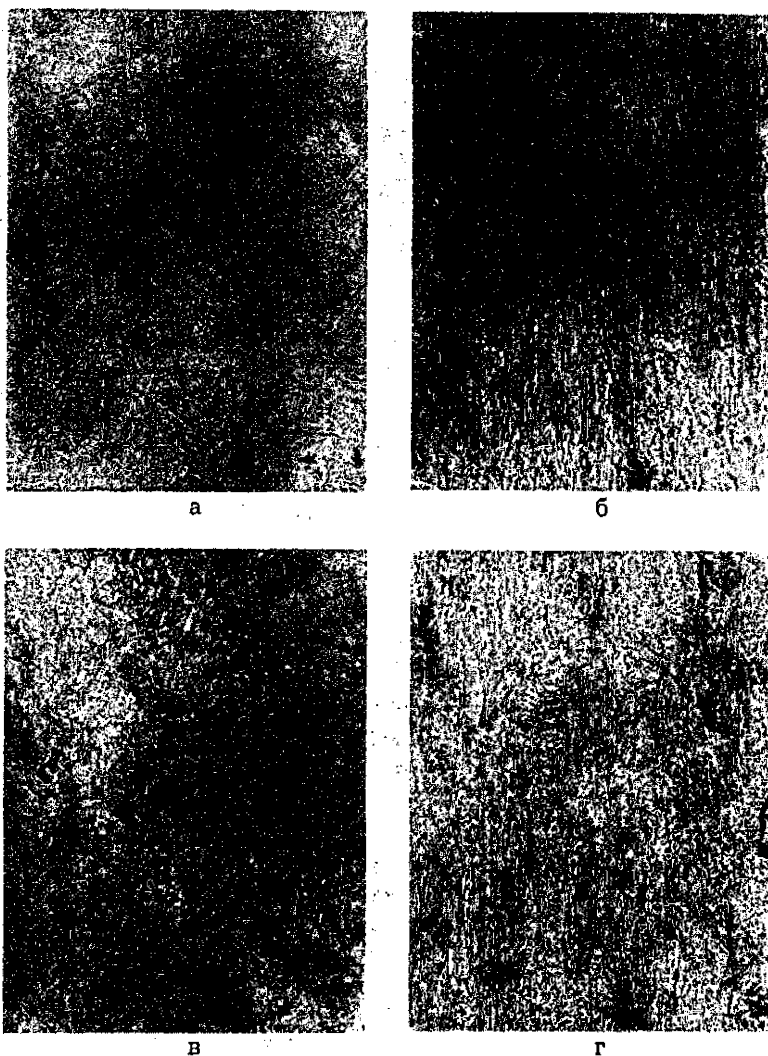


Рис. 28. Мікроструктура сталей: а-б - 15Х2МФА(I); в-г - 15Х2МФА(III); а, в - первісна; б - після деформування $\bar{\epsilon}_{np} = 0,59$ (б); г - після деформування $\bar{\epsilon}_{np} = 0,98$ (г). $\times 100$. Стрілками вказаний напрям попереднього навантажування

Неметалічні включення розміщені як на границі, так і всередині зерен. Зі збільшенням деформації зерна витягуються в напрямку дії сили і при деформації, близькій до руйнівної, границі зерен вже важко розрізнити.

Збільшення попереднього деформування ϵ_p від 0 до 5,07 (4,61%) приводить до збільшення $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,1}$ і $\sigma_{0,2}$ сталей 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III), а також до зниження показника деформаційного зміцнення ($n_{0,2}$) при 293 К (рис. 29).

Спостерігається практично лінійне зниження e_k обох сталей, хоч сумарна пластична деформація при руйнуванні (на стадії попереднього навантаження і наступного руйнування) залишається практично постійною. Аналогічним чином попереднє деформування впливає на характеристики механічних властивостей сталі 15X2МФА(I) при 123 К (рис. 29, в).

Було проведено дослідження впливу попереднього навантаження на опір відриву S_k і максимальне головне напруження (в центрі шийки зразка), яке підраховане по формулі (56). Відношення між S_k і σ_z^{max} залежно від деформації при руйнуванні e_k зображено на рис. 30. Збільшення деформації e_k від 0,7 до 1,3 не впливає на істинний опір, але збільшує максимальне напруження при руйнуванні гладких зразків із сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III) при 293 К.

Вказаний характер зміни σ_z^{max} від e_k обумовлений тим, що зі збільшенням міри попередньої деформації (зменшенням e_k) зменшується радіус кривини шийки зразка R при руйнуванні за незмінної максимальної відстані a . Це у відповідності з формулою (56) приводить до збільшення σ_z^{max} . Радіус кривини шийки обчислювали за результатами вимірювання діаметра зразка з кроком 0,2 мм уздовж осі зразка після його руйнування. При цьому до відома брали лише точки, розташовані на відстані не більшій 1 мм від площини мінімального поперечного перерізу зразка. Рис. 31 містить фотографії, які ілюструють зародження і ріст шпар біля включень в сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III). Зміна розміру шпар залежно від пластичної деформації для обох сталей зображена на рис. 32 і 33.

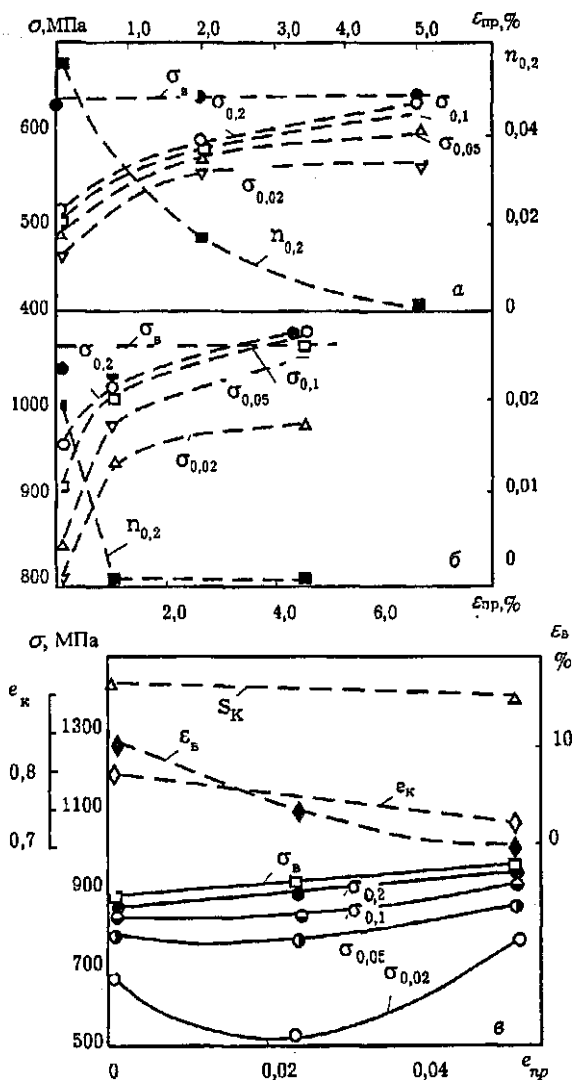


Рис. 29. Залежність характеристик механічних властивостей сталей: а - 15Х2МФА(І) при 293К; б - 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К; в - сталі 15Х2МФА(І) при 123 К від попередньої пластичної деформації

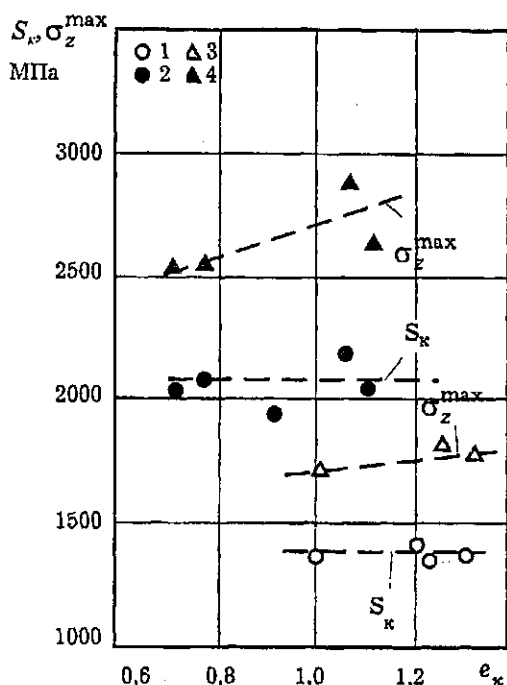


Рис. 30. Залежність дійсного опору руйнуванню S_k і максимального головного напруження σ_z^{\max} сталі 15X2MФА(I) (1,3) і 15X2MФА(III) (2,4) при 293 К від дійсної деформації руйнування

Збільшення пластичної деформації до $\bar{\epsilon}=0,125$ в сталі 15X2MФА(I) приводить до збільшення розмірів шпар в осьовому напрямку (вздовж ліній дії сили) і через те вони набувають еліпсоїдної форми (рис. 31, б). Надалі при $\bar{\epsilon}>0,35$ шпари в сталі 15X2MФА(I) починають рости переважно в поперечному напрямку. Збільшення розмірів шпар приводить до утворення ліній ковзання між найближчими шпарами і безпосередньо перед руйнуванням $\bar{\epsilon}\approx 0,8$ відбувається їх коалесценція. Свідченням інтенсивного зсуву між сусідніми шпарами

є добре помітна на фотографії (рис. 31, в) вузька смужка, що з'єднує шпари. При цьому розміри шпар в осьовому і поперечному напрямках стають близькими (рис. 32 і 33). Слід зазначити також, що не всі включення є джерелами зародження і розвитку шпар.

У сталях 15X2MФА(I) і 15X2MФА(III) спостерігаються включення, розміри яких є незмінними зі збільшенням деформації. Мінімальні розміри шпар X_{\min} і Y_{\min} залишаються практично незмінними (рис. 32). Це можна пояснити різним напружено-деформованим станом біля різних включень. В низьковідпущеній сталі 15X2MФА(III) спостерігається якісно інший механізм руйнування. Зародження шпар від

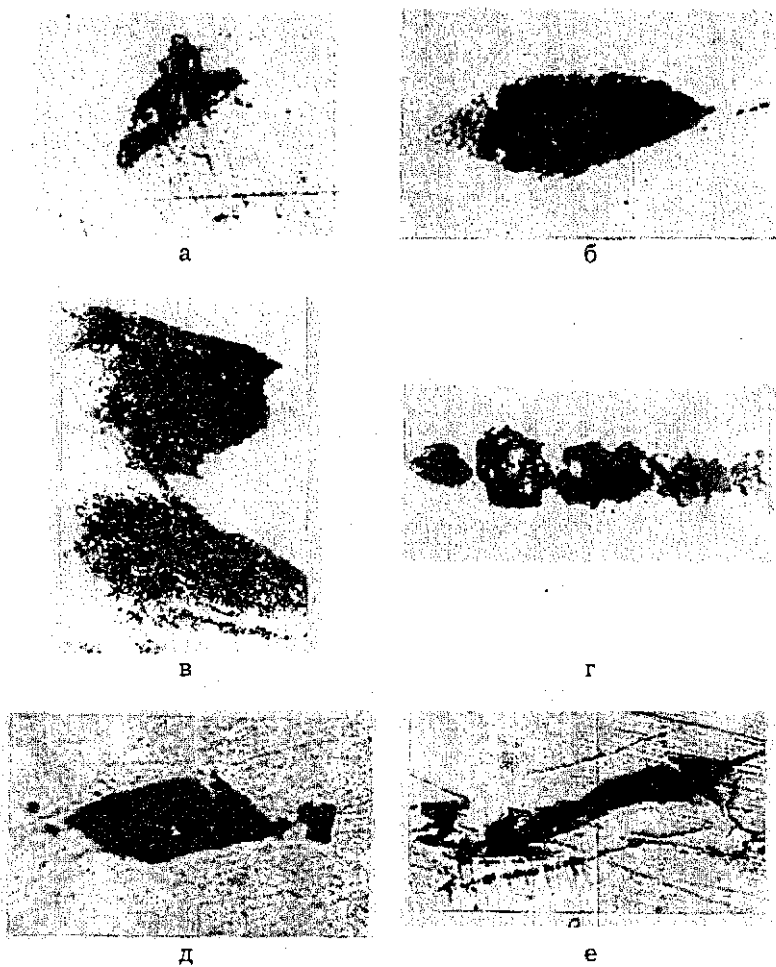


Рис. 31. Ріст шпар в сталі 15Х2МФА(I) (а-в) і в сталі 15Х2МФА(III) (г-е) при 293К. $\bar{\epsilon}_{пр}=0$ (а); 0,088 (б); 0,125 (в); 0,248 (г); 0,792 (д); 0,9 (е). Стрілка показує напрямок прикладення зовнішнього навантаження. $\times 1000$

включень проходить при нижчій пластичній деформації і вже при $\bar{\epsilon}=0,08$ поздовжний розмір шпари X_{max} збільшується приблизно удвічі. На цьому етапі в одному випадку з одночасним збільшенням розмірів шпар перебігає інтенсивне виділення домішок на границях зерен, а також об'єднання окремих шпар в осьовому напрямку (рис. 31, г). В іншому випадку шпари набувають форми еліпсоїда $\bar{\epsilon}=0,24$ (рис. 31, д). Зі збільшенням пластичної деформації $\bar{\epsilon}>0,24$ відбувається подальший ріст і злиття шпар на границях зерен і при $\bar{\epsilon}=0,9$ шпари породжують мікротріщини, що приводять до поздовжнього розшарування зразка на окремі ділянки.

Таким чином, на відміну від сталі 15Х2МФА(І) руйнування гладких зразків зі сталі 15Х2МФА(ІІІ) є процесом зародження шпар від включень і розвитку їх в напрямку лінії дії сили з виникненням мікротріщин безпосередньо перед доламуванням зразка. Це зумовлює практично макрокрихкий злам зразка і руйнування границею зерен.

З рис. 32, 33 випливає, що незалежно від типу зразка (плоский чи циліндричний), механізм руйнування гладких зразків з сталі 15Х2МФА(ІІІ) зберігається. Причому рис. 33 містить також залежності коефіцієнта витягування зерен $K_z=X_z/Y_z$ сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) від попередньої деформації. Тут - X_z і Y_z середні розміри зерен відповідно в осьовому і поперечному напрямках (відносно напрямку дії сили).

Збільшення попередньої пластичної деформації приводить до істотнішого збільшення коефіцієнту витягу зерен в сталі 15Х2МФА(І) порівняно зі сталлю 15Х2МФА(ІІІ), що обумовлює більшу пластичність сталі 15Х2МФА(І).

Було досліджено вплив попередньої одноразової пластичної деформації на циклічну міцність і закономірності непружного деформування сталі 15Х2МФА(І) та алюмінієвого сплаву АМг6 при 293 К.

Досліди проводили на зразках з циліндричною робочою частиною діаметром 10 мм (див. рис. 8, а) відповідно до вищеописаної методики. Вибір вказаних матеріалів зумовлений тим, що сталь 15Х2МФА(І) належить до циклічно знеміцнюваних ($\sigma_0/\sigma_{0,2} < 1,2$), а сплав АМг6 - до циклічно зміцнюваних матеріалів ($\sigma_0/\sigma_{0,2} > 1,4$) [166].

Попередня одноразова деформація розтягу для сталі 15Х2МФА(І) дорівнювала $e_{np}=0,019$, а для сплаву АМг6 -

$\epsilon_{np}=0,1$. В обох випадках попередня деформація не перевищувала максимального рівномірного видовження. Випробування на малоцикову втому проводили при жорсткому режимі навантаження з коефіцієнтом асиметрії циклу $R = -1$.

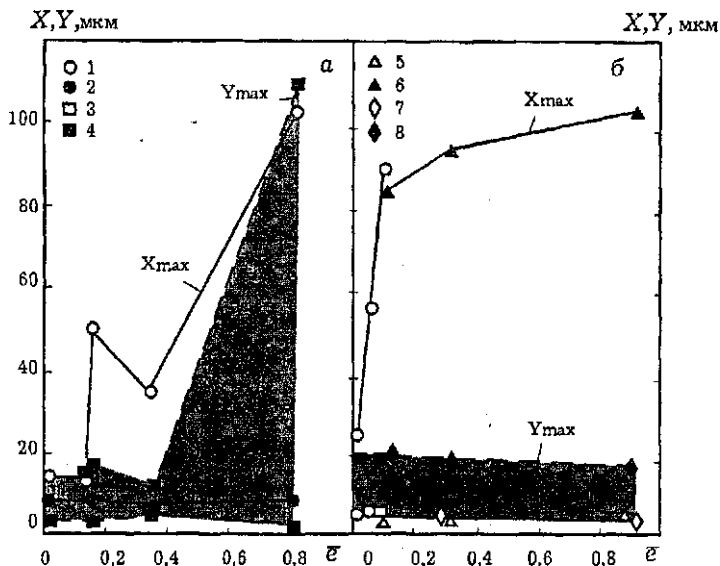


Рис. 32. Залежність максимальних розмірів шарів в сталі 15Х2МФА від пластичної деформації. 15Х2МФА(I) - (а), 15Х2МФА(III) - (б); $X_{min} - 1,5$; $X_{max} - 2,6$; $Y_{min} - 3,7$; $Y_{max} - 4,8$. Лінії 1-4 - циліндричний зразок (див. рис. 12,а), 5-8 - плоский зразок (див. рис. 12,б)

Рис. 34 містить діаграми статичного і циклічного деформування сталі 15Х2МФА і сплаву АМг6 у первісному стані, а також після попереднього одноразового пластичного деформування. Діаграми циклічного деформування апроксимували функцією (60). Коефіцієнти K' і $n'=1/N'$ для сталі 15Х2МФА(I) у первісному стані відповідно дорівнюють 615 МПа і 16,0; після попереднього одноразового деформування - $K'=898$ МПа, $n'=4,50$. Для сплаву АМг6 у

початковому стані $K' \approx 2780$ МПа, $n' \approx 5,464$, в попередньо на-
кленаному - $K' \approx 1560$ МПа, $n' \approx 8,40$.

K_n, K_z

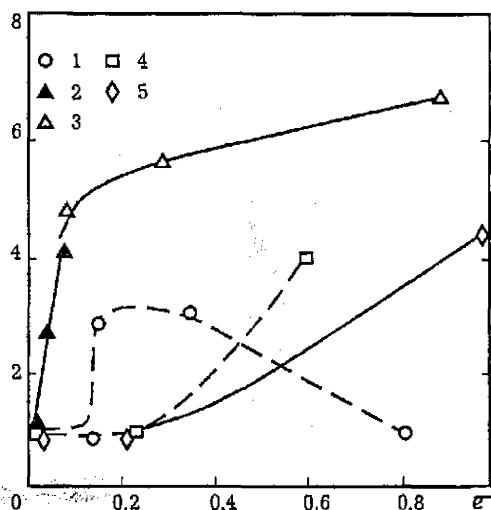


Рис. 33. Залежність коефіцієнту витягу шпар (1-3) і зерен (4,5) в сталі 15X2MFA(I) від пластичної деформації. 15X2MFA(I) - 1,4; 15X2MFA(III) - 2, 3, 5. 1, 3, 5 - вирізування шліфа за схемою рис. 12,а, 2,4 - рис. 12,б

У первісному і деформованому станах сталь 15X2MFA(I) циклічно знеміцнюється, а сплав АМг6 циклічно зміцнюється. Характер впливу попередньої пластичної деформації на діаграму циклічного деформування для різних класів матеріалів протилежний. Наклеп, що передуює циклічному навантаженню, інтенсифікує процеси знеміцнення в сталі 15X2MFA(I). Це відображене зміщенням відносно вихідного стану діаграми циклічного деформування вниз. Для алюмінієвого сплаву попередній розтяг інтенсифікує процеси циклічного зміцнення.

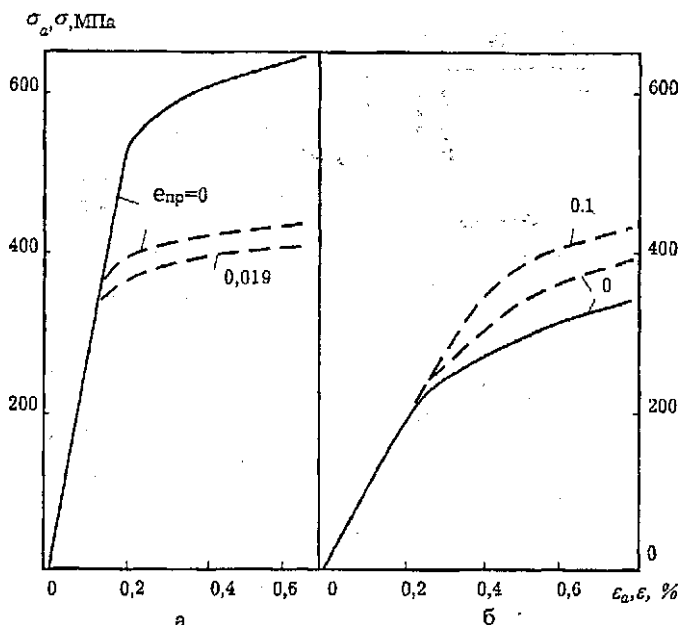


Рис. 34. Діаграми статичного (суцільні лінії) і циклічного (штрихові лінії) деформування сталі 15Х2МФА(І) (а) і алюмінієвого сплаву АМг6 (б) за різної пластичної деформації

Розглянемо кінетику поциклової зміни $\sigma_{0,2}$ і $\sigma_{0,02}$ досліджуваних матеріалів у первісному стані і після попереднього одноразового деформування. Для сталі 15Х2МФА(І) в обох станах практично при всіх рівнях пружнопластичної деформації ($\epsilon_{np}=0,36\ldots 0,7\%$) спостерігається ефект Баушінгера (рис. 35). Найбільш інтенсивно характеристики $\sigma_{0,2}$ і $\sigma_{0,02}$ зменшуються при відносній довговічності $\bar{N} < 0,3$. При циклічному навантаженні сплав АМг6 у первісному стані і після попередньої деформації інтенсивно зміцнюється при $\bar{N} < 0,2$. Попереднє одноразове деформування зміщує вгору залежності $\sigma_{0,02} - \bar{N}$ і $\sigma_{0,2} - \bar{N}$ сплаву АМг6 порівняно з первісним станом. Попередня деформація зменшує запас пластичності алюмінієвого сплаву. Це приводить до того, що максимальна амплітуда загальної деформації, при якій петля гістерезису закривається,

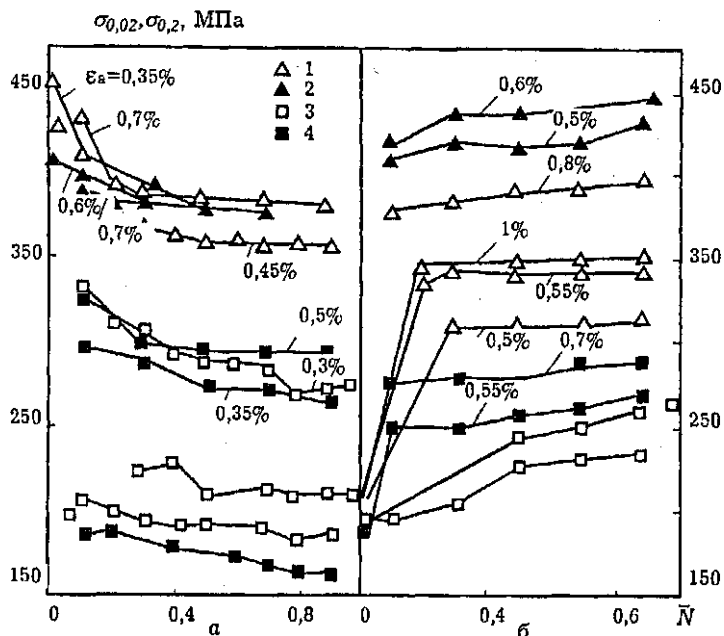


Рис. 35. Залежність $\sigma_{0.2}$ (1,2) і $\sigma_{0.02}$ (3,4) сталі 15Х2МФА(І) (а) і сплаву АМг6 (б) від циклічного напруження. Лінії 1,3 - початковий стан; 2,4 - після попереднього одноразового пластичного деформування $\epsilon_{np}=0,019$ - 15Х2МФА(І); $\epsilon_{np}=0,1$ для АМг6

збільшується з 0,3% для недеформованого матеріалу до 0,4% для матеріалу при $\bar{\epsilon}_{np} = 0,1$.

Для сталі 15Х2МФА(І) в обох станах ширина петлі гістерезису зі зростанням кількості циклів навантаження збільшується у всьому діапазоні довговічності, причому попередня деформація приводить до збільшення петлі гістерезису порівняно з первісним станом (рис. 36). У сплаві АМг6, на відміну від сталі 15Х2МФА(І), ширина петлі гістерезису зменшується зі збільшенням циклічного напруження. Попереднє одноразове деформування зменшує ширину петлі гістерезису на початковому етапі циклічного деформування в 4...5 разів при однакових амплітудах загальної деформації.

Тепер розглянемо вплив попереднього одноразового пластичного деформування на циклічну міцність досліджуваних матеріалів.

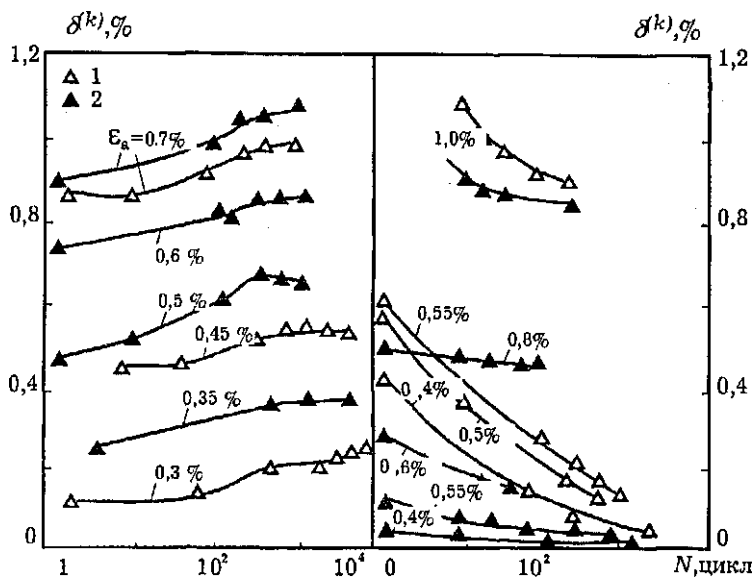


Рис. 36. Залежність ширини петлі гістерезису від кількості циклів навантаження для сталі 15Х2МФА(І) (а) і сплаву АМг6 (б) у первісному стані (1) і після попереднього деформування (2); $\epsilon_{np}=0,019$ для 15Х2МФА(І) і $\epsilon_{np}=0,1$ для АМг6

Попередня пластична деформація практично не впливає на циклічну міцність сталі 15Х2МФА(І), якщо дані зображені в координатах ϵ_a-N_T і $\epsilon_{ap}-N_T$ (рис. 37). Для сплаву АМг6, на відміну від сталі 15Х2МФА(І), інваріантність кривої малоциклової втоми відносно одноразової пластичної деформації зберігається тільки у тому випадку, якщо за критерій брати загальну амплітуду деформації. При зображенні експериментальних даних в осях амплітуда пластичної деформації - кількість циклів до руйнування - попереднє одноразове пластичне деформування зменшує кількість циклів до руйнування в сплаві АМг6.

На рис. 38 зображена залежність загальної розсіяної енергії W і енергії ΔW , яка розсіюється за один цикл у сплаві АМг6 і сталі 15Х2МФА(І), від кількості циклів до руйнування. Попередня одноразова деформація розтягу збільшує загальну енергію W для сталі 15Х2МФА(І) порівняно з первісним станом за однакової кількості циклів до руйнування. Причому

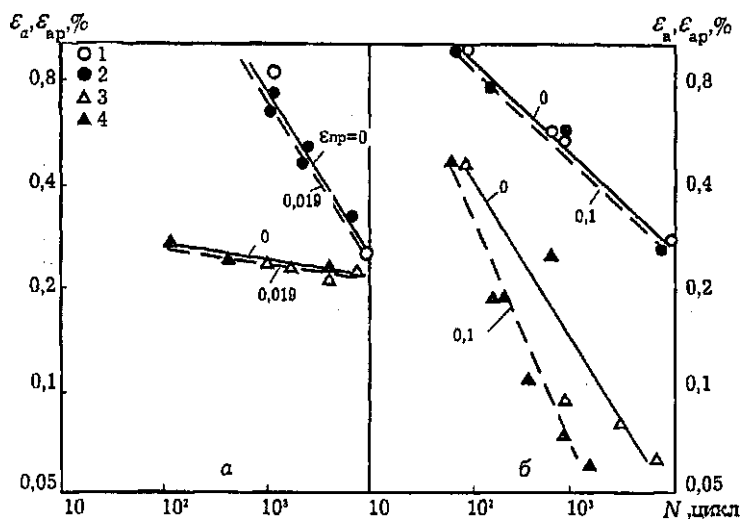


Рис. 37. Криві малоциклової втоми сталі 15Х2МФА(І) (а) і сплаву АМг6 (б) у первісному стані (1,3) і після одноразового пластичного деформування (2,4). Криві 1,2 - залежність $\epsilon_a - N_T$, 3,4 - залежність $\epsilon_{ap} - N_T$

і для деформованої, і для недеформованої сталі зберігається загальна тенденція до збільшення сумарної енергії W зі збільшенням кількості циклів до руйнування.

Дослідимо вплив попередньої деформації на циклічну міцність з використанням енергетичного критерію втомного руйнування [188,189]. Для сталі 15Х2МФА(І) у первісному стані обробка експериментальних даних за формулою (58) дає значення $W_y = 2096 \text{ МДж/м}^3$, після попереднього пластичного деформування - $W_y = 2126 \text{ МДж/м}^3$. Отже, питома енергія втомного руйнування W_y сталі 15Х2МФА(І) практично не залежить від попередньої пластичної деформації.

На противагу сталі 15Х2МФА(І), для алюмінієвого сплаву питома енергія W зі збільшенням N_T істотно зменшується. Проблематичність використання енергетичного критерію втомного руйнування для інтенсивно циклічно зміцнюваних матеріалів було вказано ще раніше [202]. Було зауважено, що при амплітуді пружнопластичної деформації $\epsilon_a = 3 \cdot 10^{-3} \text{ мм/мм}$ - для первісного стану АМг6 і при $\epsilon_a = 4 \cdot 10^{-2} \text{ мм/мм}$ - для попередньо деформованого стану петля гістерезису

зису вироджується в пряму, а при напруженнях, близьких до умовної межі витривалості, навіть чутливі методики з розрізняючою здатністю за деформаціями 10^{-5} мм/мм не фіксують петлі гістерезису [202]. В цих випадках в ролі критеріїв втомного руйнування поряд з деформаційними використовують переважно силові характеристики [188]. На основі проведених досліджень запропонований метод прогнозування впливу наклепу на закономірності пластичного циклічного деформування і циклічну міцність сталей і сплавів. Вважається, що основою для прогнозування може служити класифікація сталей на циклічно зміцнювані, циклічно стабільні та циклічно знеміцнювані за відношенням $\sigma_s/\sigma_{0,2}$ [166]. Попереднє навантаження приводить до зміщення вниз діаграми циклічного деформування циклічно знеміцнювальних матеріалів ($\sigma_s/\sigma_{0,2} < 1,2$) і до зміщення вгору циклічно зміцнювальних матеріалів ($\sigma_s/\sigma_{0,2} > 1,4$) порівняно з діаграмою матеріалу у первісному стані. Збільшення загальної розсіяної енергії після попереднього пластичного деформування пояснюється тим, що це підвищує здатність матеріалу розсіювати енергію всередині деформованого об'єму. Разом з тим зменшується і та частка енергії, яка розсіюється в поверхневих шарах металу. Тому для утворення поверхневої тріщини необхідно більше циклічне напруження.

Для циклічно зміцнювальних матеріалів відбувається перерозподіл розсіюваної енергії в бік збільшення її частки в поверхневих шарах. Це зумовлює втомне руйнування при меншій кількості циклів навантаження порівняно з матеріалом у початковому стані.

Підсумовуючи результати досліджень, зображених у цьому розділі, зазначимо такі основні моменти. Криві втомних амплітуд пружнопластичної деформації-кількість циклів до зародження мікротріщини, одержані в умовах жорсткого пружнопластичного навантаження, практично не залежать від рівня міцності корпусної теплостійкої сталі і попереднього пластичного деформування розтягом для циклічно знеміцнюваних матеріалів.

Для циклічно знеміцнювальних матеріалів за симетричного жорсткого пружнопластичного навантаження енергія втомного руйнування, яка визначається за формулою (58), не залежить від кількості циклів до руйнування в діапазоні $2 \times 10^2 \dots 5 \times 10^5$ циклів і від рівня попередньої одноразової пласт-

тичної деформації. Вказаний енергетичний критерій раніше був обґрунтований лише для багатоциклової втоми.

Характер впливу попереднього одноразового пластичного деформування розтягом на закономірності непружного циклічного деформування визначається класом матеріалу. Попередня деформація збільшує міру знеміцнення для циклічно знеміцнювальних матеріалів і збільшує міру зміцнення для циклічно зміцнювальних матеріалів порівняно з вихідним станом. Вказану умову необхідно враховувати під час розрахунку напружено-деформованого стану попередньо деформованих елементів конструкцій при циклічному навантаженні. Зі збільшенням амплітуди деформації збільшується середня довжина втомних мікротріщин і зменшується середня відстань між ними. Разом з тим для деяких амплітуд деформації залежність середньої довжини мікротріщин від питомої енергії непружної деформації, розсіяної в матеріалі, є інваріантною відносно рівня навантаження.

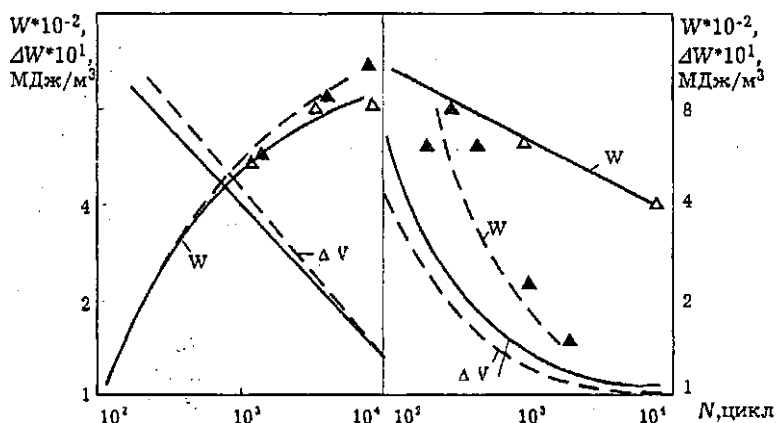


Рис. 38. Залежність питомої енергії непружної деформації ΔW за один цикл і загальної - W від кількості циклів навантаження для сталі 15X2MFA(I) (а) і сплаву АМг6 (б) у первісному стані (суцільні лінії) і після попереднього деформування (штрихові лінії)

ШВИДКІСТЬ РОСТУ ВТОМНИХ ТРІЩИН

Протягом останнього десятиріччя істотно зросло зацікавлення дослідників питанням впливу попереднього пластичного деформування на тріщиноотривкість, особливо на швидкість росту втомних тріщин. Актуальність цієї задачі зумовлена тим, що під час виготовлення (вальцювання, обтискування, витягування, штампування тощо) і наступної експлуатації (одноразові перевантаження) в матеріалі можуть виникнути пластичні деформації. Тому зародження і ріст втомних тріщин перебігатимуть в матеріалі з квазістатичними пошкодженнями, які сильно впливають на характеристики циклічної тріщиноотривкості.

Аналіз літературних даних свідчить, що дослідження впливу попереднього пластичного деформування на швидкість РВТ виконані для конструкційних матеріалів різних класів. Це - сталі [30,77,95,110,170,246,304,340,343], алюмінієві сплави [345,423,427,456], мідь [369], титановий сплав [65].

У більшості випадків попередня пластична деформація розтягом знижує швидкість росту втомних тріщин у сталях [30,74,95,110,170,304]. Наприклад, пластична деформація величиною 9% у 3,7 раза знижує швидкість РВТ в низьковуглецевій (0,2%С) сталі на середній ділянці ДВР [170]. В чистому залізі (0,009%С), відпаленому при 993 К (3 години), холодне вальцювання обтискуванням до 10-50% приводить до збільшення порогового коефіцієнта інтенсивності напружень K_{th} і зниження швидкості РВТ [170]. Попередній наклеп розтягом, крученням, стиском і подвійною деформацією (розтяг-стиск, стиск-розтяг) сталей 20, 45, армо-заліза, монокристалів кремнистого заліза (3,25% Si), також істотно знижує швидкість РВТ, особливо на першій і другій ділянках ДВР [66,110,343,369,423,455]. Проте для деяких сталей спостерігається протилежна тенденція зміни швидкості РВТ в зв'язку з пластичним деформуванням. Наприклад, холодне вальцювання сталі SAE 1010 з обтискуванням на 22...76 % знижує ΔK_{th} і збільшує припорогову швидкість РВТ порівняно з матеріалом у початковому стані [340]. Пластична

деформація (розтяг чи холодне вальцювання) величиною 1% призводять до збільшення (приблизно в 3 рази) швидкості росту втомної тріщини у рейковій сталі (0,67%С) з $\sigma_{0,2}=475$ МПа, $\sigma_b=955$ МПа [246].

Літературні дані свідчать, що для алюмінієвих сплавів попереднє статичне навантаження практично у всіх випадках зменшує опір росту втомних тріщин. Після різних видів попереднього пластичного деформування отримане збільшення швидкості РВТ в алюмінієвому сплаві 2024-T3 (розтяг до $\sigma=1,12 \sigma_{0,2}$) [429], 7475 (5,7% Mn; 2,4% Mg; 1,4% Cu; 0,21% Cr; 0,05% Si; 0,08% Fe) (холодне вальцювання з обтискуванням до 33%) [434], 7475 (5,7% Zn; 2,5% Mg; 1,5% Cu; 0,03% Cr; 0,02% Fe; 0,02% Si) (холодне вальцювання з обтискуванням до 34%) [345]. Збільшення швидкості РВТ спостерігається також у міді після холодного вальцювання обтиском до 31 % [369]. За високої міри обтиску попередня пластична деформація впливає на швидкість РВТ в алюмінієвих сплавах протилежним чином. У праці [456] встановлено, що обтиск на 85% відпаленого алюмінію (99,99%) знижує швидкість росту втомних тріщин.

На основі деформаційних критеріїв руйнування теоретично передбачено і експериментально підтверджено [97], що попереднє пластичне деформування розтягуванням (до 10 %), а також згином, коли виникають залишкові напруження, збільшує швидкість росту втомних тріщин в сплаві В95пчТ2 [66]. Проте за попереднього пластичного деформування стиском швидкість РВТ в титановому сплаві В95пчТ2 практично не змінюється. Слід зазначити, що істотний розкид експериментальних даних щодо швидкості РВТ не дає змоги обґрунтувати вірогідність розрахункової залежності $V-K_{max}$ [66].

Характер впливу попереднього пластичного деформування на циклічну тріщинотривкість значною мірою визначається її рівнем. Залежно від міри обтиску холодне вальцювання спричиняє збільшення чи зменшення швидкості РВТ в сталі S35C (гартування з 1223 К, відпалювання при 973 К) і 6% Mo-Fe сталі (відпалювання при 973 К, 100 год) порівняно з попередньо недеформованим матеріалом [95]. При збільшенні міри обтиску ψ_{np} за холодного вальцювання до 50% швидкість РВТ в сталі S35C (у діапазоні $10^{-8} \dots 10^{-6}$ м/цикл) знижується приблизно вдвічі порівняно з $\psi_{np}=0$. Наступне збільшення обтиску з 50 до 70 %, при $K_{max}=21 \dots 33$ МПа $\sqrt{м}$, збільшує швидкість РВТ до значення, що відповідає

первісному станові матеріалу, а при $K_{max} = 19...22 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ - не впливає на швидкість РВТ, зафіксовану при $\psi = 50 \%$.

Швидкість РВТ в сталі 6% Мо-Fe ($\Delta K = 17...31 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) зменшується у 1,5...3,5 разів після збільшення обтиску під час вальцювання з 10 до 15%, проте істотно збільшується (у 3...7 разів) з підвищенням міри обтиску від 15 до 45%. Причому більше зростання швидкості РВТ відповідає більшим значенням розмаху КІН. Слід відзначити, що збільшення обтиску під час холодного вальцювання в обох випадках збільшувало твердість. Збільшення ψ_{np} від 0 до 70% підвищувало твердість HV сталі S35C з 150 до 249. Для сталі 6% МО-Fe зі збільшенням ψ_{np} від 10 до 50% твердість підвищувалась від 234 до 260 HV [95].

Практично важливим є опрацювання методів прогнозування попереднього одноразового пластичного деформування на швидкість РВТ. Це необхідно знати для оптимізації холодної обробки матеріалу, а також для оцінювання залишкового ресурсу конструкції під час експлуатації.

Використання підходів, заснованих на врахуванні закриття тріщин, у деяких випадках є досить ефективним. Наприклад, діаграма втомного руйнування технічно чистої міді (99,95% чистоти) в осях $V - \Delta K_{eff}$ є інваріантною щодо міри обтиску 11 і 31% під час вальцювання. Водночас для алюмінієвого сплаву 2024-T3 збільшення швидкості РВТ порівняно з первісним станом матеріалу меншою мірою пов'язано зі зменшенням КІН K_{op} .

У більшості випадків для якісного аналізу впливу наклепу на ріст втомних тріщин використовують відомі рівняння [274,345,456]. Наприклад, у праці [274] для аналізу зміни порогового розмаху КІН K_{th} використана формула [256]

$$\Delta K_{th} = E e_K \sqrt{2\pi \rho_{min}}, \quad (64)$$

де ρ_{min} - критичний радіус кривизни вістря тріщини, котрий визначається вектором Бюргерса.

Зі збільшенням попереднього пластичного деформування зменшується e_K . Відповідно до рівняння (64) це знижує пороговий КІН ΔK_{th} , і, в свою чергу, пояснює експериментальні дані [274]. Аналогічні результати щодо зміни ΔK_{th} отримані для сталей НУ80 і НУ100 [259,284].

Для пояснення збільшення швидкості РВТ в попередньо деформованих зразках з алюмінієвого сплаву в інертному і корозійному середовищі [345] використовували рівняння [351]

$$V = A \frac{\varepsilon_{\text{тц}} \Delta K^2}{\pi(\sigma_{\text{тц}})^2}, \quad (65)$$

де $\sigma_{\text{тц}}$ і $\varepsilon_{\text{тц}}$ - відповідно циклічний поріг текучості і деформація текучості за одноосного навантаження; A - константа матеріалу, пропорційна до $(1/\varepsilon'_f)^{-1/(b+c)}$; ε'_f, c - відповідно коефіцієнт і експонента циклічної пластичності, які визначаються критерієм Коффіна-Менсона; b - експонента кривої циклічної міцності, що визначається з результатів випробувань на багатоциклову втому.

Рівняння (65) передбачає збільшення швидкості РВТ зі зменшенням коефіцієнту ε'_f . У першому наближенні для одного циклу навантаження $\varepsilon'_f = \varepsilon_n$; інші параметри рівняння (65) не залежать від попередньої пластичної деформації. Отже, збільшення $\varepsilon_{\text{пр}}$, зумовлюючи зниження залишкової деформації при руйнуванні, буде збільшувати швидкість РВТ.

Проте аналіз літературних даних, проведений вище, свідчить, що вплив попереднього одноразового пластичного деформування на швидкість РВТ має складніший характер, ніж це випливає з формули (65).

Аналіз моделей РВТ, а також експериментальних даних свідчить, що раніше не було загальних методів до прогнозування швидкості РВТ з урахуванням попереднього одноразового пластичного деформування [24,191,195], а також класифікації матеріалів за чутливістю швидкості РВТ до попереднього наклепу, не досліджені механізми впливу одноразової пластичної деформації на швидкість РВТ [25,195].

Попереднє циклічне напручування на стадії до моменту зародження мікротріщини спричиняє накопичення втомних пошкоджень, зміну механічних властивостей, що може певним чином впливати на закономірності розвитку втомної тріщини. Дані про вплив попереднього циклічного навантаження на швидкість РВТ є досить обмеженими і неоднозначними [44, 68,183,230,247,280,423,427]: швидкість РВТ в зразках, підданих попередньому циклічному напручуванню, може збільшуватись [44,183,247,423,427], зменшуватись [230] чи залишитись незмінною [44,68,183] порівняно з попередньо недеформо-

ваними зразками.

В працях [44,186,230,423,427] відзначена залежність швидкості РВТ від попереднього циклічного навантаження. Дослідження [44] закономірностей РВТ на ранніх стадіях при циклічному скручуванні гладких тонкостінних циліндричних зразків зі сталі 45 (стан поставлення) 40Х (гартування з 1133 К, відпуск при 923 К) і 12ХН3А (нормалізація при 1133 К, гартування з 1073 К, відпуск при 453 К). Встановлено, що ДВР для досліджених сталей в осях $V-K_{max}$ починаючи з малих розмірів тріщин (0,1...0,3 мм) сильно залежать від історії навантажування до зародження магістральної тріщини. Зі збільшенням амплітуди змінних напружень швидкість росту тріщини практично не залежить від рівня прикладених напружень і описується єдиною залежністю [183]. Автори пояснюють це тим, що зі збільшенням розміру магістральної тріщини вплив попереднього циклічного навантаження стає неістотним [183].

Попереднє циклічне напрацювання ($R=0,1$) приблизно вдвічі збільшує швидкість РВТ в алюмінієвому сплаві 2024-Т3 порівняно з первісним станом [423]. Враховуючи, що основне збільшення швидкості РВТ відбувається вже після першого циклу навантажування, можна вважати, що вказаний вплив обумовлений однобічною накопиченою пластичною деформацією. Попереднє напрацювання знижує КІН, при якому тріщина відкривається, проте діаграма втомного руйнування алюмінієвого сплаву не є інваріантною щодо циклічного напрацювання [423].

У згаданих вже працях [44,423,427] збільшення швидкості РВТ після попереднього циклічного навантаження було отримано на тонкостінних зразках. Водночас на зразках більшої товщини, наприклад $t = 9,5$ мм зі сталі 18Г2АВ ($\sigma_{0,2}=480$ МПа, $\sigma_s=610$ МПа), попереднє циклічне навантаження ($R_\sigma = -1$) до 2-х разів знижує швидкість РВТ. Причому вказане зниження спостерігається після напрацювання як за межею витривалості ($\sigma_{-1} = 316$ МПа), так і до неї [230].

Попереднє циклічне деформування різного рівня не впливає на швидкість РВТ при малоцикловому навантаженні ($V > 10^{-6}$ м/цикл) сталі 15Х2МФА і її зварних швів, виконаних ручним дуговим зварюванням за допомогою дроту Св-13Х2МФТ і автоматичною дуговою зваркою з дротом Св-10ХМФТ [68]. Інваріантність швидкості РВТ до попереднього

циклічного навантаження пояснюється тим, що незважаючи на деформування всього об'єму матеріалу, основна частка пошкоджень виникає на його поверхні. В той же час однієї лише частини поверхнево пошкодженого матеріалу недостатньо, щоб вплинути на процес розвитку руйнування вирішальним чином. На основі вказаних результатів робиться висновок, що в зонах концентрації напружень реальних елементів конструкцій спостерігатиметься аналогічне явище, що дає змогу у розрахунках довговічності нехтувати впливом попереднього циклічного навантаження на швидкість РВТ [68].

Підсумовуючи вищеописане, можна зробити такі висновки. Попереднє циклічне навантаження неоднозначно впливає на швидкість РВТ у зразках різної товщини та з матеріалів різних класів. Рівень і режим навантаження (м'який, жорсткий), асиметрія циклу навантаження істотно впливають на швидкість РВТ. Можна сподіватися істотного впливу попереднього циклічного навантаження на припорогову швидкість РВТ, яка чутлива до структури матеріалу. В той же час на середньоамплітудній ділянці діаграм втомного руйнування ефекти попереднього напруцювання повинні відчуватися меншою мірою, оскільки вказана ділянка структурно нечутлива.

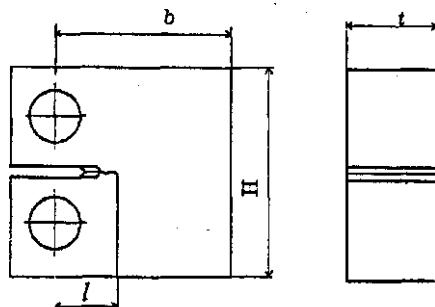
В цьому розділі викладені результати комплексного дослідження впливу попереднього циклічного і одноразового пластичного деформування зразків без тріщин на швидкість РВТ, виконані автором і за його участі, для циклічно зміцнюваних і циклічно знеміцнюваних матеріалів. Для аналізу результатів швидкості РВТ з урахуванням попередньої пластичної деформації була використана концепція закриття тріщини.

Вивчений вплив несутцільностей (мікропор, мікротріщин) матеріалу, котрі виникають на стадії попереднього пластичного деформування, на параметри циклічної тріщинотривкості.

Виявлені закономірності росту втомної тріщини і кінетика розкриття тріщини під час її макроскопічного підростання. Отримані результати дали змогу в подальшому обґрунтувати ряд положень моделі росту втомної тріщини.

3.1. Методика дослідження циклічної тріщинотривкості

Зразки для дослідження тріщинотривкості конструкційних матеріалів зображені на рис. 39 і 40.



Розміри, мм		
t	b	H
7,5	36	43
12,5	36	43
12,5	20	24
19	50	60
25	50	60
50	100	120

Рис. 39. Компактний зразок для випробувань на тріщинотривкість при позацинтро- вому розтягу

При позацинтровому розтягу компактних зразків з тріщиною (рис. 39) КІН визначає формула [150]

$$K_I = \frac{P}{t\sqrt{b}} Y_1, \quad (66)$$

$$Y_1 = \sqrt{l/b} \left[29,6 - 185(l/b) + 655(l/b)^2 - 1017(l/b)^3 - 639(l/b)^4 \right], \quad (67)$$

де P - сила; t, b - відповідно товщина і ширина зразка; l - довжина тріщини.

При консольному згині зразка з боковою тріщиною (рис. 40,а) КІН визначали за формулою [204]

$$K_I = \frac{4,2M}{tb^{3/2}} \sqrt{\bar{l}^3 - \bar{l}^5}, \quad (68)$$

де $\bar{l} = l/b$ - відносна довжина тріщини; $M = P \cdot L$ - згинальний момент у площині тріщини; L - відстань від лінії дії сили до площини тріщини.

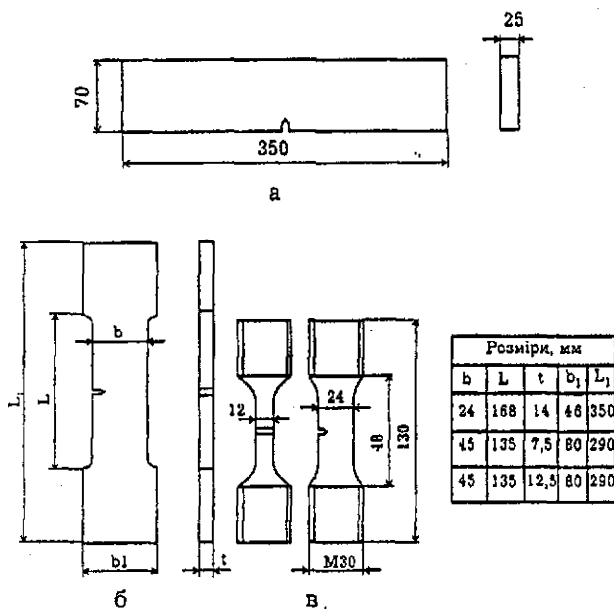


Рис. 40. Зразки для дослідження тріщинотривкості: а - при консольному згині; б, в - при однобічному розтягу плоских зразків з боковою тріщиною

Для розрахунку КІН при розтягу пластин з боковою тріщиною при жорсткому закріпленні кінців (рис. 40,б) були використані числові дані [296]. Для $L/b \approx 3$ їх можна апроксимувати

$$Y_2 = 0,3324 + 3,064(l/b) + 0,3126(l/b)^2 - 2,834(l/b)^3 - 4,802(l/b)^4, \quad (69)$$

де l - відстань між захоплювачами.

Для $L/b = 7$

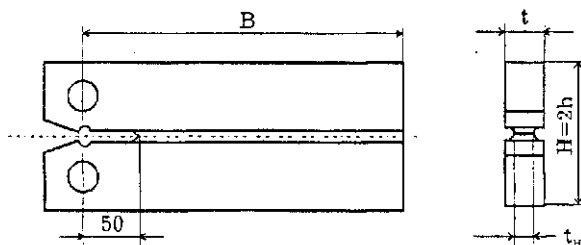
$$Y_2 = 0,2954 + 3,925(l/b) - 3,786(l/b)^2 + 13,36(l/b)^3 - 7,034(l/b)^4, \quad (70)$$

Для $L/b = 2$

$$Y_2 = 0,2703 + 4,107(l/b) - 5,936(l/b)^2 + 6,276(l/b)^3, \quad (71)$$

Для розклинюваного зразка у вигляді двоконсольної балки (ДКБ) (рис. 41) з тріщиною КІН визначали за формулою [111]

$$K_I = K_{ном} / (0,2t_n / t + 0,8), \quad (72)$$



В, мм	t, мм	t _n , мм	H, мм
245	25	16	60

Рис. 41. ДКБ зразок з тріщиною для випробувань на розклинювання

$$K_{ном} = QL \sqrt{\frac{12}{t \cdot t_n \cdot h^3} \left[1 + 1,32(h/l) + 0,542(h/l)^2 \right]}, \quad (73)$$

де Q - розклинювальна сила; t_n - нетто-товщина зразка; h - половина його висоти.

За одновісного розтягу циліндричних зразків (див. рис. 8,а,б) з поверхневою тріщиною (рис. 42,а) КІН визначається за формулою [111]

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y^{1/2}; \quad (74)$$

$$Y = A + Bx + Cx^2 + D_1x^3 + Fx^4, \quad (75)$$

де s - номінальне напруження; a - довжина тріщини в радіальному напрямку; $2l$ - довжина тріщини по колу. Коефіцієнти полінома наведені у табл. 3. Тут D - діаметр робочої частина зразка.

За одноосного розтягу циліндричних зразків з круговою тріщиною (рис. 42,б) КІН визначали формулою [38]

$$K_I = \frac{P}{\sqrt{D^3}} (Y'_2 + Y''_2); \quad (76)$$

$$Y'_2 = 6,53 \left[1 - 1,8167(d/D) + 0,9167(d/D)^2 \right]; \quad (77)$$

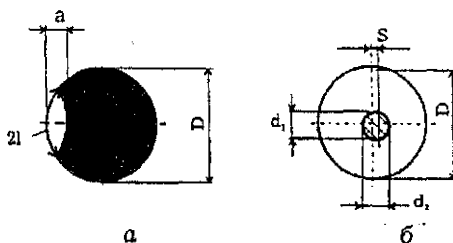


Рис. 42: Циліндричні зразки для одновісного розтягу. а - з поверхневою тріщиною; б - з круговою тріщиною

$$Y''_2 = 3,1(2S/D); \quad 0,6D \leq d \leq D; \quad 2S < 0,08, \quad (78)$$

де $d = (d_1 + d_2)/2$; S - ексцентриситет.

Точність виготовлення зразків (рис. 39-42), а також чистота поверхні відповідали вимогам нормативних документів [38,150].

Т а б л и ц я 3

Коефіцієнти полінома 4-го степеня для розрахунку K_IN
за одинісного розтягу зразка з поверхневою тріщиною (формула (75))

a/l	Діапа- зон a/D	A	B	C	D_1	F
0,2	0-0,15	0,8609	1,353	-21,66	342,6	-213,1
0,4	0-0,22	0,7029	-0,2508	10,09	-7,204	193,0
0,6	0-0,30	0,6580	-0,3245	5,641	-11,74	97,63
0,8	0-0,40	0,6129	-0,5543	9,008	-40,47	88,29
1,0	0-0,40	0,5049	0,5034	3,015	-19,32	38,33
1,2	0-0,40	0,4999	-0,2551	4,701	-25,83	43,52

Випробування на циклічну тріщинотривкість проводили при позацентровому розтягу компактних зразків завтовшки 7,5...50 мм (рис. 39), при одинісному розтягу плоских зразків з бічною тріщиною завтовшки 7,5...14 мм (рис. 40, в), а також одинісному розтягу циліндричних (див. рис. 8, а,в) і корсетних (див. рис. 8, б) зразків з поверхневою і коловою тріщинами (рис. 42) на випробувальній машині "Гідропульс 400 кН" [25,187].

Циклічну тріщинотривкість досліджували також згинанням зразків з бічною тріщиною (рис. 40, а) на випробувальній машині УМП-02-04 (виробництва Інституту механіки НАН України) [171,219]. Частота навантаження змінювалася в діапазоні $f=0,1\ldots30$ Гц. Для визначення порогового коефіцієнта інтенсивності напружень частота навантаження дорівнювала 40...60 Гц.

Під час випробувань на установці "Гідропульс 400 кН", з керуючою міні-ЕОМ, вимірювальні величини P - V і P - δ записували на двокоординатний самописець 7004В і зовнішній запам'ятовуючий пристрій (на магнітний диск).

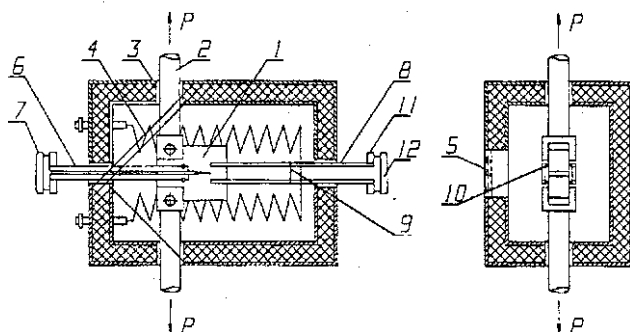


Рис. 43 Зразок із пічкою під час випробування на позацентровий розтяг

Для випробувань на циклічну тріщинотривкість в діапазоні температур 120...293 К використовували методики, які передбачають встановлення на зразках контактних охолоджувачів [139,202,219].

Під час випробувань в діапазоні температур 293...623 К зразок 1 (рис. 43) з захоплювачами 2 поміщали в роз'ємну електронагрівну піч 3, прикріплену до колон випробувальної машини. Як нагрівач використовували ніхромову стрічку 4 перерізом 1×8 мм, закріплену на бічних стінках печі. Для спостереження за розвитком втомної тріщини стінка має вікно 5 з кварцового скла.

Тензометр для вимірювання переміщення уздовж лінії дії сили складається з двох важільних вилок 6 для передачі переміщення за межі печі, які з'єднані між собою пружними шарнірами, і тензодатчика 7 типу DSA 25/10.

Розкриття тріщини при підвищеній температурі вимірювали за допомогою тензометра розкриття. Він має вигляд двох важільних вилок 8, з'єднаних між собою пружними шарнірами 9. На важіль з боку вилки встановлені конічні голки 10, на протилежні кінці - циліндричні втулки 11, на яких закріплений датчик 12 типу DSR 10/5. Попередньо з обох боків зразка на однаковій відстані від його торців наносили конічні заглибки. Кріплення тензометра на зразку здійснювалось за рахунок пружної деформації елементів вилки. Для відтискування пружних елементів служать гвинти.

В межах переміщень 0...0,1 мм похибка вимірювання не перевищувала 0,14 мкм.

Вирощування первинної втомної тріщини, а також дослідження швидкості РВТ на припороговій і середній ділянці ДВР проводили відповідно до рекомендацій [38]. Для визначення довжини тріщини використовували спостереження за допомогою мікроскопа МБС-9, а також метод піддатлості [227,393,417,446,461], що базується на вимірюванні з допомогою екстензометра величини розкриття берегів надрізу в процесі циклічного навантаження. В останньому випадку забезпечувалась автоматизація випробувань на швидкість РВТ.

Вимірювання розкриття берегів надрізу (рис. 44) проводилось на лінійній ділянці розвантаження (25% від P_{max}).

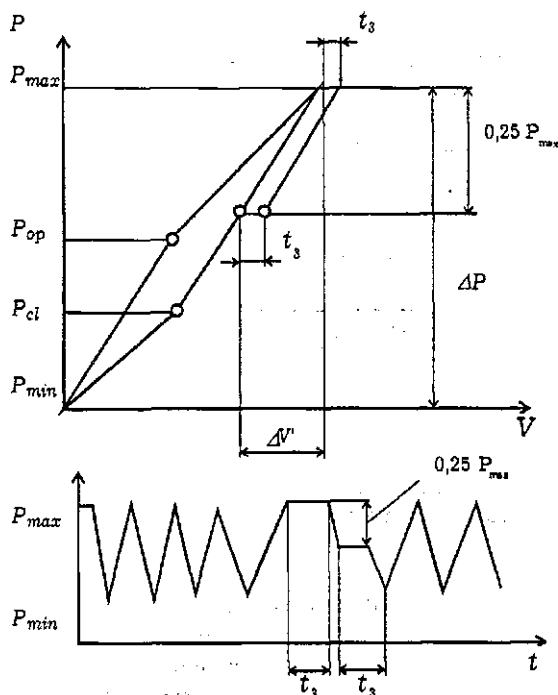


Рис. 44. Залежність P - v (а) і P - t (б) при циклічному навантаженні і вимірюванні розкриття тріщини

Часова затримка $t_3=2\ldots 5$ с на площині вимірювання v і зменшення частоти навантаження з $10\ldots 20$ Гц до $1\ldots 0,1$ Гц забезпечувало якісний запис діаграми $P-v$.

Передбачалось, що на ділянці від P_{max} до $0,75P_{max}$ тріщина не закриватиметься, тобто, що $P_{cl} < 0,75 P_{max}$. При цьому, точність вимірювання розкриття тріщини повинна бути не меншою від 1 мкм при розкритті $0,1\ldots 0,2$ мм (тобто становити $1\ldots 1,5$ % величини розкриття).

Вимірювання відстані від місця закріплення тензометра розкриття до вістря тріщини повинно виконуватись з точністю не нижчою 0,1 мм. Перерахунок Δv в Δv проводився за формулою

$$\Delta v = (\Delta P / 0,25P_{max}) \Delta v'$$

де $\Delta P = P_{max} - P_{min}$ - розмах навантаження в циклі; P_{min} , P_{max} - мінімальне і максимальне навантаження циклу; Δv - розмах відносного переміщення берегів надрізу.

Довжину тріщини для компактного зразка (рис. 39) визначали з емпіричної залежності [417]

$$l/b = C_0 + C_1(U_x) + C_2(U_x)^2 + C_3(U_x)^3 + C_4(U_x)^4 + C_5(U_x)^5; \quad (79)$$

$$U_x = \frac{l}{(tE\Delta v / \Delta P)^{1/2}}. \quad (80)$$

Тут $C_0\ldots C_5$ - коефіцієнти регресії, які залежать від розташування тензометра розкриття берегів надрізу відносно лінії дії сили.

Випробування на швидкість РВТ з використанням методу піддатливості автоматизовані на випробувальній машині "Гідропульс 400 кН" з керуючою міні-ЕОМ. При цьому реалізовували три режими випробувань: а) зі зниженням амплітуди навантаження; б) з підвищенням після початкового зниження амплітуди навантаження; в) з неперервним підвищенням амплітуди навантаження (рис. 45). Зміна амплітуди навантаження при визначенні швидкості РВТ здійснювалася згідно до рекомендацій [150].

Блок-схема системи управління і вимірювання показана на рис. 45. Стандартний зразок 1 утримується захоплювачами випробувальної машини 2, що керується електронною

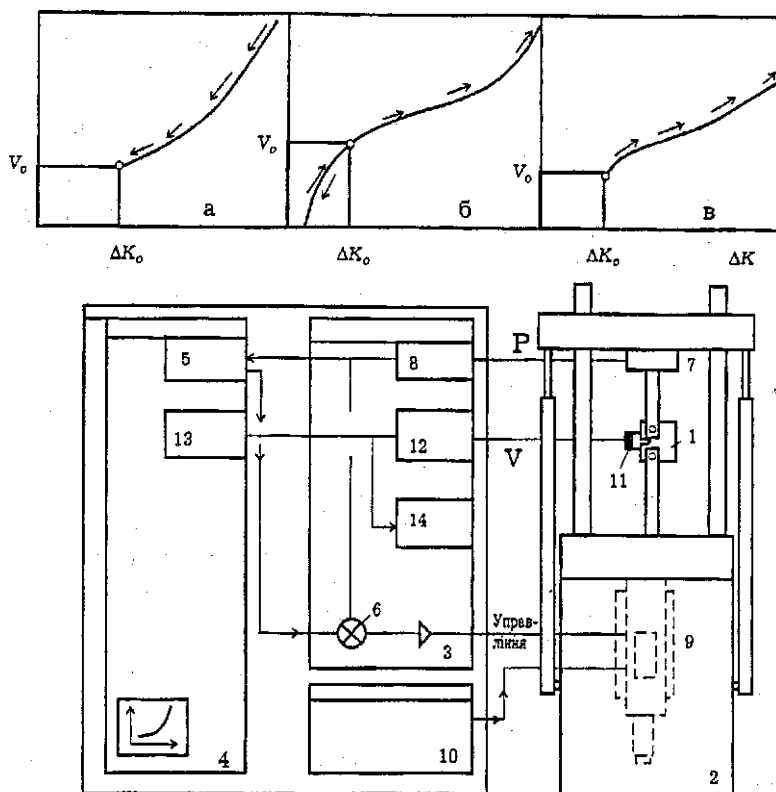


Рис. 45. Режими випробувань на швидкість РВТ зі зниженням (а), зниженням та підвищенням (б), підвищенням (в) амплітуди навантаження та блок-схема системи вимірювання і керування випробувальною машиною «Гідропульс 400 кН»

аналоговою системою 3 і цифровою обчислювальною машиною 4. Програму керування виробляє ЕОМ 4 і через інтерфейс 5 (типу РНВ 6.1) з АЦП і ЦАП у вигляді напруги ± 10 В подає в систему 3 на задавач і регулятор 6, щоби порівняти з сигналом зворотного зв'язку від тензометра 7. Цей сигнал підсилює нормуючий перетворювач 8 (типу MV 318) і витворена різниця як сигнал розузгодження надходить на сервоклапан гідропривода 9, який із заданим зусиллям дроселює потік масла від напірної гідростанції 10.

В ЕОМ також надходить сигнал зворотнього зв'язку від тензометра 7 і завдяки цьому здійснюється контроль за керуванням.

На зразку встановлено екстензометр 11, який вимірює розкриття берегів надрізу 4. Сигнал виміру підсилює нормуючий перетворювач 12 (типу MV 318) і через інтерфейс 13 (типу РНW 6.1) подається в ЕОМ 4 та цифровий вольтметр 14. ЕОМ 4 відповідно до програми керує циклічним навантаженням, вимірює і обробляє сигнал ϵ та здійснює всі необхідні обчислення довжини втомної тріщини з виведенням даних на дисплей і друк.

Загалом максимальна похибка довжини тріщини, яка визначена з допомогою комплексу і візуального спостереження, не перевищує 0,5 мм, а усередненої довжини тріщини, враховуючи форму її фронту, - 0,2 мм.

Відомо [202], що для деяких матеріалів при швидкості РВТ, що відповідає правій ділянці ДВР, спостерігається нестабільний ріст тріщини. Чергування стабільного і нестабільного (крихкими стрибками) РВТ відбувається аж до повного руйнування зразка. На наведеному зламі (рис.46) світла поверхня руйнування відповідає стабільному, а темніша - нестабільному РВТ.

Слід відзначити, що на початку нестабільного РВТ крихкі стрибки тріщини досить малі (десяті та соті частки міліметра), і вони можуть відбуватися всередині зразка, не виходячи на поверхню. Це ускладнює їх реєстрацію візуально, а також на слух. Тому для реєстрації нестабільного РВТ запропонований спосіб неперервного запису максимального розкриття тріщини δ_{max} в околі її вістря [147]. Крихкому стрибку тріщини відповідає стрибокове за цикл збільшення максимального розкриття тріщини на діаграмі $\delta_{max}-t$.

Перевірка показала збіг результатів реєстрації крихких стрибків тріщини, отриманих з використанням запропонованого способу, та методу, що ґрунтується на вимірюванні параметрів акустичної емісії [3].

Після повного руйнування зразка ідентифікують номери крихких стрибків тріщини на зламі зразка з стрибковими змінами максимального розкриття тріщини на діаграмі $\delta_{max}-t$. Швидкість стабільного підростання тріщини між стрибками обчислюють відповідно до [139,193].

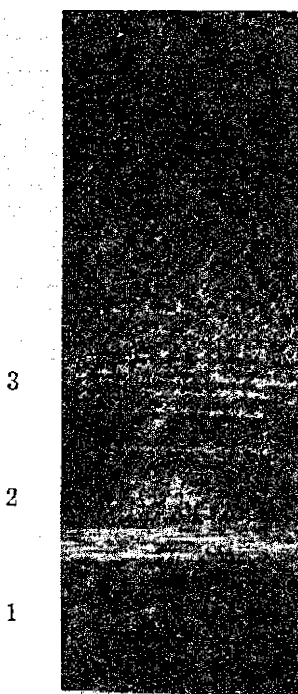
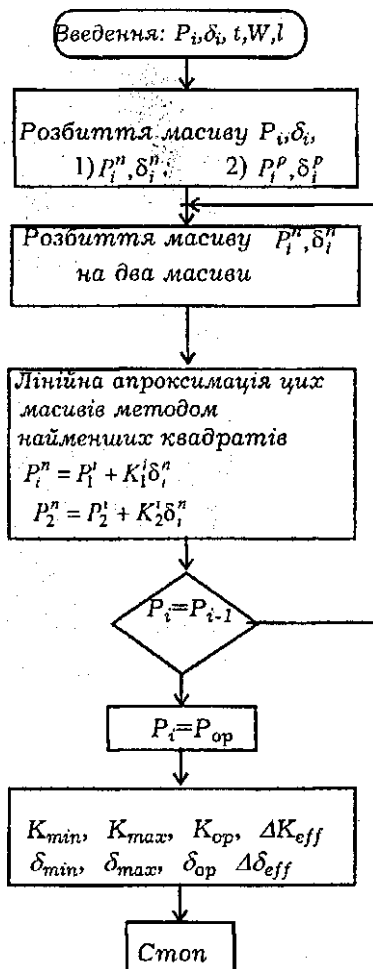
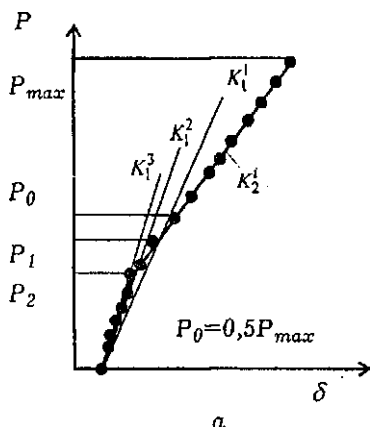


Рис. 46. Злам зразка зі сталі 15X2МФА(П) при 293К при циклічному навантаженні: 1 - надріз; 2 - стабільний ріст втомної тріщини; 3 - нестабільний ріст тріщини

Методика вимірювання параметрів закриття втомної тріщини викладена у праці [101]. Зразок навантажували на машині "Гідропульс 400 кН" від керуючої міні-ЕОМ GA16/240 з одночасним записом вимірювальних величин навантаження (P) - розкриття тріщини (δ) на зовнішній запам'ятовуючий пристрій (магнітний диск). Після завершення циклічного навантаження і запису на диск дані оброблялися на міні-ЕОМ з допомогою програми CLOSUR, розробленої на алгоритмічній мові Фортран. Блок-схема програми та графічний образ процесу ітерації при знаходженні навантаження розкриття (закриття) тріщини зображені на рис. 47. Програма дає змогу визначати такі параметри циклічного навантаження зразка з тріщиною: найменше та найбільше значення, розмах та ефективний розмах КІН (K_{min} , K_{max} , ΔK , K_{eff}), най-

менше та найбільше значення і розмах розкриття тріщини (δ_{min} , δ_{max} , $\Delta\delta$). При визначенні навантаження розкриття тріщини P_{op} використана методика розрахунку, заснована на методі послідовних наближень [446]. Довжина тріщини визначалася на полірованій поверхні зразка з допомогою оптичного мікроскопу типу МБС-9 з точністю, не меншою 0,014 мм. При розрахунку КІН та визначенні відстані до вістря тріщини ($r=l-l_T$) використовувалася середня довжина тріщини (змір здійснювали інструментальним мікроскопом у



б

Рис. 47. Графічне зображення процесу визначення навантаження закриття тріщини (а) і блок-схема розрахунку параметрів тріщини під час циклічного навантаження (б)

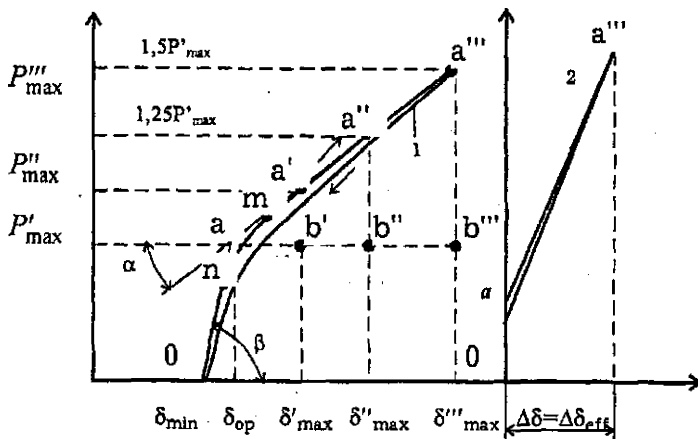
трьох перерізах після руйнування зразка). Тут l_T - відстань від торця зразка (з боку надрізу) до точок встановлення тензометра розкриття. Величину l_T визначали до експерименту інструментальним мікроскопом з точністю, не нижчою 0,01мм.

Рис. 48 містить схематичні діаграми $P-\delta$ для сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) біля вістря тріщини при максимальному навантаженні ($P'_{max}, P''_{max}, P'''_{max}$). Для сталі 15Х2МФА(III) діаграмі $P-\delta$ відповідають дві прямолінійні ділянки oa і aa''' , які мають кут нахилу відповідно β і α до осі абсцис і які описуються рівняннями регресії для масиву точок (P, δ). Згідно з наведеним вище алгоритмом розрахунку, за навантаження розкриття тріщини приймали значення P_{op} , яке відповідає ординаті точки a - перетину прямих oa і oa'' . Абсциса точки a дорівнює переміщенню δ_{op} на відстані r від вістря тріщини, при якому тріщина розкривається. Розмах розкриття тріщини визначається різницею $\Delta\delta = \delta_{max} - \delta_{op}$. Для сталі 15Х2МФА(I) ділянка oa практично вертикальна (рис. 48, б, діаграма 2) і P_{op} визначають графічно, як показано на рис. 48, а. В цьому випадку, $\delta_{op} = 0$ і $\delta_{op} = \Delta\delta_{eff}$. Правомірність такого підходу обґрунтована у працях [156, 446] і визначений таким чином K_{op} трактується як середнє мінімальне значення КІН, при якому тріщину слід вважати розкритою уздовж усього фронту [156].

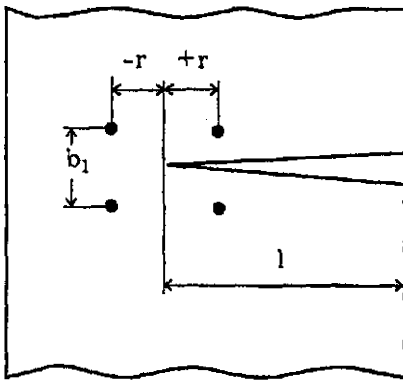
З геометричних міркувань (рис. 48, а)

$$\operatorname{ctg} \alpha = \frac{ab'}{a'b'} = \frac{ab''}{a''b''} = \frac{ab'''}{a'''b'''} = \frac{\Delta\delta'}{\Delta K'_{eff}} = \dots = \frac{\Delta\delta'''}{\Delta K'''_{eff}}$$

Таким чином, незалежно від рівня K_{max} (у випадку прямолінійної частини aa''' ділянки діаграм 1 і 2) для фіксованих довжини тріщини і відстані до її вістря на контурі тріщини виконується умова сталості відношення $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$.



a



б

Рис. 48. Діаграма $P-\delta$ для сталі: 1 - 15X2MΦA(III); 2 - 15X2MΦA(I) (а); зображення околу вістря тріщини (б)

База вимірювання впливає на залежність розмаху розкриття тріщини від відстані r (рис. 49). Зі збільшенням b_1 від 2,5 до 6,4 мм розмах розкриття для сталі 15X2MΦA(III) збільшується в 1,1...3 рази залежно від відстані до вістря тріщини. Причому з наближенням до вершини тріщини вплив

бази вимірювання на величину $\Delta\delta$ зростає. Характер зміни δ_{op} від r аналогічний залежності $\Delta\delta$ - r . Детальний аналіз вказаних залежностей показує, що абсолютна різниця розмаху $\Delta\delta$ при різних базі вимірювання обумовлена зміною δ_{op} . Ріст же δ_{op} зі збільшенням бази вимірювання може бути пояснений таким чином. При навантаженні зразка з тріщиною нижче P внаслідок залишкових стискувальних напружень в околі вістря тріщини її береги залишаються зімкненими. Тому деформування частини зразка з тріщиною між точками

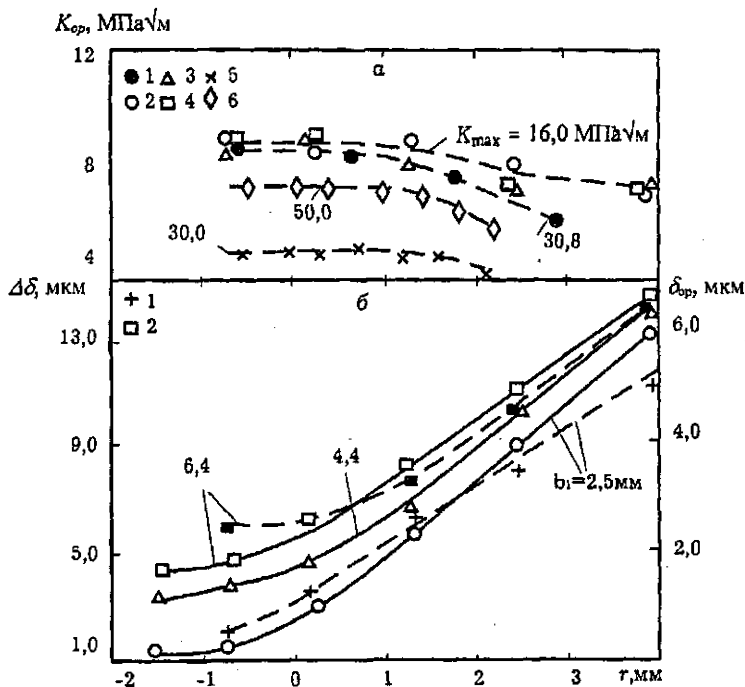


Рис. 49. Вплив відстані від вістря тріщини на величину K_{op} (а), переміщення δ_{op} і розмах розкриття $\Delta\delta$ (б); сталь 15Х2МФА(І), $t=25$ мм (5, 6), сталь 15Х2МФА(ІІІ), $t=7,5$ мм (1-4, 7, 8) при базі виміру $b_1=2, 5$ (1, 2, 5-7), 4,4 мм (3) і 6, 4 мм (4,8). 1 - $l=31,5$ мм, $K_{max}=30,8$ МПа \sqrt{m} , 2, 4, 7, 8 - $l=14,09$ мм, $K_{max}=16$ МПа \sqrt{m} , 5 - $K_{max}=30$ МПа \sqrt{m} , 6 - $K_{max}=60$ МПа \sqrt{m}

вимірювання при контакті її берегів можна розглядати як пружне деформування суцільного зразка. В цьому випадку збільшення бази вимірювання приводить до збільшення абсолютного видовження, а отже, й величини δ_{op} . Завершуючи можна відзначити, що під час вимірювання розкриття тріщини необхідно намагатися зменшити базу вимірювання, оскільки в протилежному випадку виміряне переміщення не відповідатиме переміщенню берегів тріщини. Крім цього, використання виразу $\Delta\delta = \delta_{max} - \delta_{min}$ недостатньо обгрунтоване, оскільки в цю величину входить і залежне від бази вимірювання переміщення δ_{op} . Правомірнішим буде означення розкриття тріщини у вигляді $\Delta\delta = \delta_{max} - \delta_{op}$.

Для апробації запропонованої методики досліджений вплив величини K_{max} під час росту втомної тріщини в сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) на K_{op} . Швидкість РВТ досліджували за частоти навантаження 15 Гц. Помітно (рис. 50), що збільшення K_{max} від 10 до 70 МПа $\sqrt{м}$ супроводжується спочатку зменшенням K_{op} в сталі 15Х2МФА(I) від 6 до 4 МПа $\sqrt{м}$, а потім його монотонним збільшенням до рівня 10 МПа $\sqrt{м}$.

Водночас збільшення K_{max} від 20 до 38 МПа $\sqrt{м}$ практично не впливає на K_{op} , міцнішої порівняно з 15Х2МФА(I) сталі 15Х2МФА(III). Слід відзначити, що у праці [101] помічена інваріантність K_{op} щодо максимального значення КІН для сталі JISSN CM8 ($\sigma_{0,2} = 951$ МПа) і конструкційної маловуглецевої сталі JISSM 41B ($\sigma_{0,2} = 274$ МПа).

Проведені дослідження впливу відстані від вістря тріщини на величину її розкриття в сталі 15Х2МФА(II) при різних значеннях K_{max} . Ріст максимального КІН K_{max} супроводжується збільшенням розкриття тріщини і кута розкриття (рис. 51,а). Разом з тим, якщо вказані дані подати як відношення розмаху розкриття тріщини і ефективного розмаху КІН, то незалежно від K_{max} (при $r = -0,2 \dots 1,0$ мм) $\Delta\delta / \Delta K_{eff}$ можна описати однією залежністю від r .

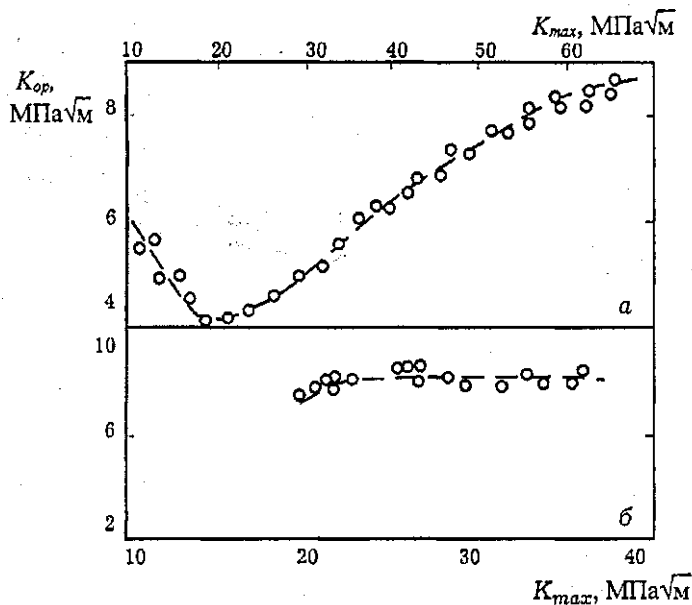


Рис. 50. Залежність K_{op} від K_{max} при $R=0$ і базі вимірювання 2,5 мм. 15X2MФА(I) (а); 15X2MФА(III) (б)

На рис. 51,б побудована відповідна залежність для сталі 15X2MФА(III), отримана на плоских зразках завтовшки 7,5 мм з боковою тріщиною (див. рис. 40,б). На відміну від результатів, зображених на рис. 51,а, де довжина тріщини була сталою ($l=20, 23$ мм), дані на рис. 51,б характеризують розкриття втомної тріщини під час її зростання. Швидкість РВТ змінювалась в межах $10^{-9} \dots 10^{-7}$ м/цикл. Тут також відображена залежність $\Delta\delta/\Delta K_{eff} - r$ для сталі 15X2MФА(I). Порівнюючи вказані залежності, бачимо, що відносно розкриття тріщини уздовж її контура та кут розкриття в сталі 15X2MФА(III) трохи більші, ніж в 15X2MФА(I).

На основі отриманих результатів запропонована розрахунково-експериментальна методика розкриття вістря тріщини. Суть її в тому, що для зразка з тріщиною на різній відстані від її вістря r_1, r_2, r_3 записують діаграми $P - \delta$, з яких визначають ефективний розмах КІН, розмах розкриття

тріщини і будують експериментальні залежності $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ - r , які можна апроксимувати прямою лінією. Маючи таку залежність і враховуючи, що $K_{op} = \text{const}$ в певному діапазоні зміни r , можна при довільному K_{max} ($K_{max} > K_{op}$) перерахувати ефективне розкриття берегів тріщини на відстані r у розкриття її вістря. Це має важливе методичне значення, оскільки під час РВТ при вимірюванні K_{max} розкриття вістря технічно

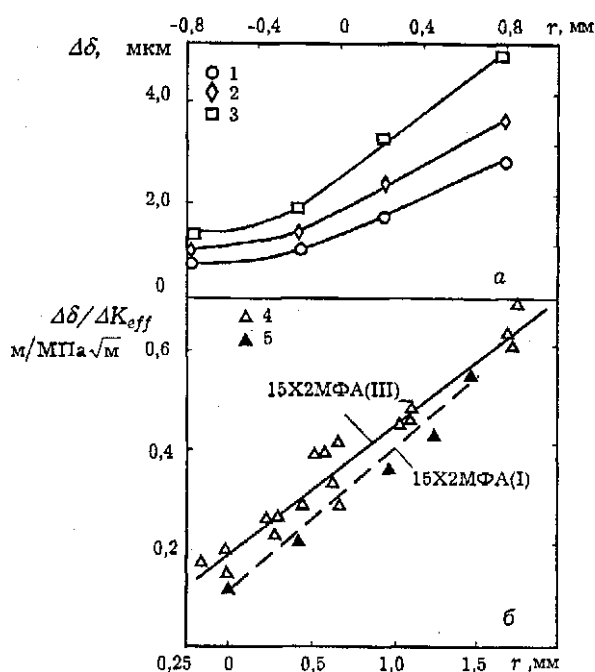


Рис. 51. Залежність розмаху розкриття тріщини (а) і $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ (б) від відстані до вістря тріщини. Сталь 15X2MФА(III) - 1-4, 15X2MФА(I) - 5, $K_{max} = 18,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (1); $21,9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (2), $27,4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $20...38 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (4), $10...50 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (5)

неможливо щораз переставляти туди тензометр. Відомо, що вид напружено-деформованого стану (плоска деформація чи плоский напружений стан) впливає на розкриття вістря тріщини. В зв'язку з цим розкриття тріщини на поверхні зразка і всередині буде різним [177]. Для вивчення цього ефекту було виміряне розкриття тріщини на поверхні компактного зразка зі сталі 15X2MФА(I) за вищеописаною методикою у серединному перерізі за методикою праці [112]. Отримано, що при $r > 0,5$ мм, розкриття тріщини на поверхні і всередині зразка ще задовільно збігаються.

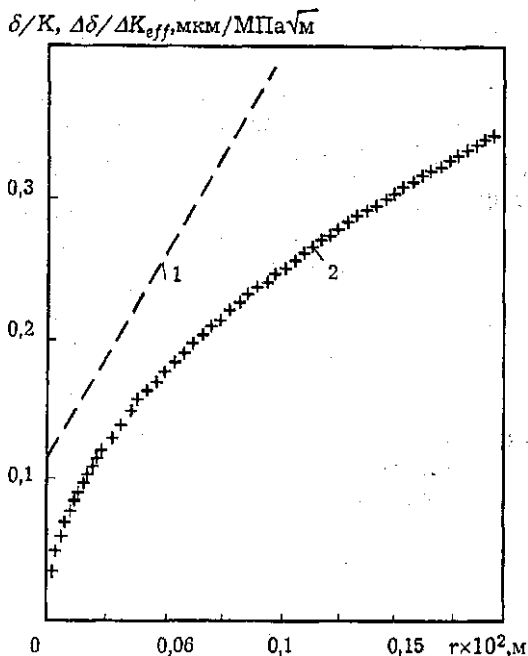


Рис. 52. Залежність $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ від відстані до вістря тріщини для сталі 15Х2МФА(ІІІ): 1 - експеримент, 2 - пружний розв'язок [175] (коефіцієнт Пуассона $\nu=0,25$)

Порівняння (рис. 52) експериментальних даних для сталі 15Х2МФА(ІІІ) з розрахунковими свідчить, що експериментальні значення розкриття тріщини більші, ніж з пружним розв'язком [172].

Визначення швидкості росту тріщин при крихких стрибках. Відомо, що тріщина, яка раптово починає підростати, є джерелом акустичної емісії (АЕ). Дослідження параметрів АЕ дає змогу контролювати рівень небезпеки дефектів для важливих

технічних конструкцій.

В даному підпункті описана методика реєстрації швидкості крихких стрибків тріщини малої довжини, що відбуваються як всередині зразка, так і уздовж всього фронту тріщини під час статичного і циклічного навантаження [64]. Для реєстрації швидкості динамічного розвитку тріщини використовували метод АЕ.

Швидкість крихких стрибків тріщини досліджували під час позацентрового розтягу компактних зразків завтовшки 25 мм (рис.39) з сталі 15Х2МФА(ІІІ) на випробувальній машині "Гідропульс-400 кН" при частоті навантаження 5 Гц і коефіцієнті асиметрії циклу $R=0,1$. Довжину втомної тріщини при її крихкому зрушенні, а також довжину крихкого стрибка вимірювали на зламі зразка після його руйнування

за допомогою інструментального мікроскопа з похибкою, не більшою від 0,01 мм.

Надалі крижкими стрибками тріщини в сталях вважатимемо макроскопічне просування тріщини за механізмом транскристалічного чи інтеркристалічного сколювання, а також квазісколювання [160] за умов максимальної стисливості пластичної деформації у вістрі тріщини. Іншими словами, критичний КІН, при котрому відбувається старт тріщини, повинен задовільняти нерівність (20).

На відміну від крижкого стрибка, в'язкий стрибок тріщини пов'язаний з формуванням у її вістрі зони витягування і з наступним просуванням за чашковим або в'язким мікромеханізмом [287]. За цих умов стартові тріщини передують значна пластична деформація і нерівність (20) не виконується. І крижкий [139,202], і в'язкий [287] стрибки тріщини можуть ініціюватись різними способами, наприклад, внаслідок монотонного чи циклічного навантаження [139,202,287].

Акустичні сигнали при поширенні тріщини крижким стрибком фіксували системою вимірювання і реєстрації сигналів АЕ "Сигнал-3М", розробленою і виготовленою в Інституті проблем міцності НАН України [93]. Амплітуду імпульсів АЕ реєстрували світлочутливим осцилографом НО-43, а також електронно - променевим запам'ятовуючим осцилографом РМ 3234 (фірми "Філіпс") [64].

Включення у вимірювальну систему запам'ятовуючого осцилографа обумовлене необхідністю реєстрації коротких (1...5 мкс) імпульсів АЕ, що відповідають моментам початку і закінчення стрибка та вимірювання інтервалів часу між ними. Через малу швидкість розгортки (руху стрічки) і обмеженість частотного діапазону реєструючих гальванометрів всі імпульси АЕ, що виникають при старті і зупинці тріщини під час її крижкого стрибка, реєструються на стрічці у вигляді поодиноких сплесків (піків), амплітуда яких залежить від амплітуди імпульсів АЕ і їх тривалості. Світлочутливий осцилограф використовували для надійного підтвердження факту стрибка тріщини і реєстрації кількості циклів. Для цього запам'ятовуючий осцилограф працював у режимі очікуваного одноразового запуску від вимірювального сигналу. Для попередження хибних запусків розгортки від акустичних і електричних перешкод величину запуску встановлювали на рівні приблизно 10% очікуваної амплітуди імпульсів АЕ.

Швидкість розгортки становила 2...10 мкс/поділку (1 поділка = 8 мм).

Місце кріплення давача (рис. 53) на зразку вибирали таким чином, щоб, по-перше, амплітуда вимірювальних імпульсів під час стрибка тріщини була достатньо великою порівняно з сигналом АЕ від тертя в захоплювачах, пластичної деформації у вістрі тріщини і від робочих шумів у випробувальній машині, по-друге, щоб незалежно від часу існування стрибка тріщини (час між стартом і зупинкою тріщини), не появлялися інші імпульси, крім тих, що відповідають старту і зупинці тріщини. Ними можуть бути відбиті від внутрішніх поверхонь імпульси старту тріщини, котрі мають амплітуду того ж порядку.

Такий підхід певною мірою спрощує подальший аналіз імпульсів АЕ. При цьому з певним наближенням поширення хвиль акустичної емісії можна зобразити в вигляді променів 1, 2, 3. Промінь 1 є прямим, а промені 2 і 3 - відбитими від бічних поверхонь.

Кут між напрямком руху хвилі (1, 2, 3) і напрямком розвитку тріщини відповідає α , β і γ . При заданому розташуванні давача і зміні критичної довжини тріщини в межах $l_c = 0,3...0,8$ кути змінюються в діапазоні:

$$\alpha = 50...90^\circ;$$

$$\beta = 33,5...56,5^\circ;$$

$\gamma = 72...90^\circ$, а різниця в часі між першим і другим імпульсами, що реєструються давачами АЕ, - в межах

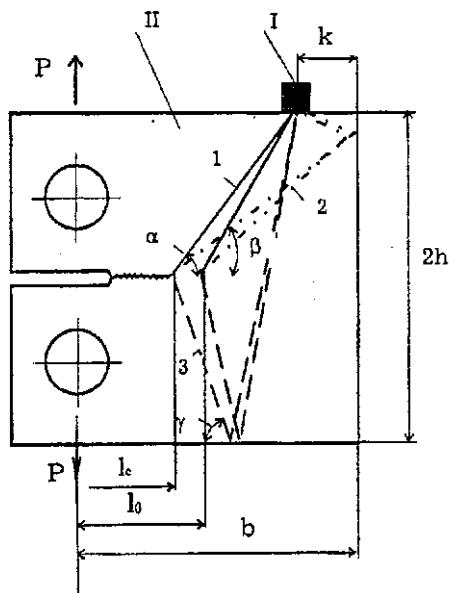


Рис. 53. Схема розташування давача АЕ на компактному зразку з тріщиною: $k=0,2b$; $l_c=(0,3...0,8)b$

1,2...2,9 мкс, першим і третім - в межах 10,9...11,8 мкс. У розрахунках вважалось, що швидкість поширення поперечної хвилі в сталі дорівнює $5,1 \times 10^3$ м/с [196]. Таким чином, навіть при значній зміні довжини тріщини різниця між часом приходу прямого і відбитого імпульсів змінюється незначно.

На рис. 54 зображені осцилограми, зареєстровані під час стрибка тріщини при циклічному навантаженні на електронно-променевому запам'ятовуючому осцилографі РМ 3234 при довжині стрибка тріщини 0,76 мм (рис. 54, а) і при повному руйнуванні зразка (рис. 54, б).

Поява першого імпульсу 1 на осцилограмі обумовлена зрушенням тріщини і пов'язана зі звільненням енергії пружної деформації в області вістря тріщини. Під час динамічного розвитку тріщини в зразку збільшується кінетична енергія [85,426]. В момент раптової зупинки тріщини кінетична енергія перетворюється в пружну енергію деформації, що зумовлює додаткове навантаження і появу імпульсу АЕ 2, котрий знаходиться від першого на відстані 5,5 мкс (рис. 54,а). Зв'язок імпульсу 2 з раптовою зупинкою тріщини підтверджує такий експеримент. Якщо зразок

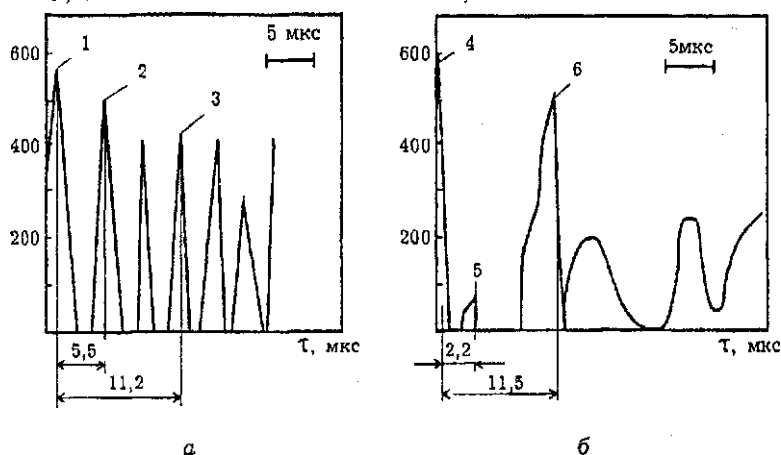


Рис. 54. Осцилограма імпульсів АЕ крихкого стрибка тріщини в сталі 15Х2МФА(Ш) при 293 К: а - $K_{fc}^i = 32 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $l_c = 23,28 \text{ мм}$, $l_c = 0,76 \text{ мм}$;
б - $K_{fc}^i = 42,1 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $l_c = 24,62 \text{ мм}$, повне руйнування зразка

руйнується повністю, без зупинки тріщини (рис. 54,б), тобто, якщо старт тріщини відбувається при $K'_{IC} > K_{DC}$ [127,178], на осцилограмі після першого імпульсу 4 виникають два відбитих імпульси 5 і 6 через 2,2 і 11,5 мкс після імпульсу 4, а імпульс 2 (котрий відповідає зупинці тріщини) відсутній. Тут K_{DC} - динамічна в'язкість руйнування. За імпульсом 6 (рис. 54, б) йде низка накладених один на одного відбитих імпульсів. У випадку, коли тріщина зупиняється, між імпульсами 1 і 3 з'являються декілька імпульсів, аналогічних імпульсам 4 і 6. Перший з них (імпульс 2) зумовлений раптовою зупинкою тріщини.

Результати дослідження середньої швидкості росту тріщини під час її крихкого стрибка в сталі 15Х2МФА(ІІІ) за циклічного навантаження при 293 К зображені на рис. 55. Середню швидкість динамічного підростання тріщини при її крихкому стрибку означали виразом $V_{Tr} = \Delta l_c / \Delta t$, де Δl_c -

довжина стрибка тріщини; Δt - час між імпульсами АЕ, що відповідають моментам старту і зупинки тріщини. Зі збільшенням довжини стрибка тріщини зростає швидкість її динамічного просування. Зміна довжини стрибка від 0,2 до 0,7 мм дає збільшення V_{Tr} від 50 до 170 м/с.

Дані про середню швидкість росту тріщини під час її крихких стрибків в сталі 15Х2МФА(ІІІ) порівнювали з аналогічною величиною для сталі

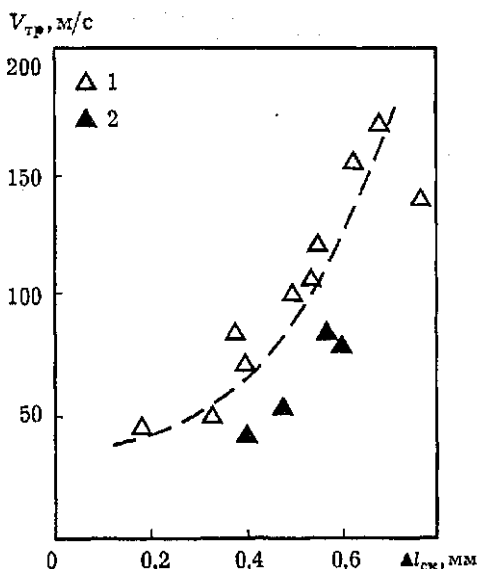


Рис. 55. Залежність середньої швидкості крихкого стрибка тріщини від його довжини: 1 - 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К, 2 - 15Х2МФА при 183 К

15X2НМФА за циклічного консольного згину при температурі 183 К, отриманою з використанням датчиків послідовного розриву [220]. Сталь 15X2НМФА при 183 К має такі механічні характеристики: $\sigma_B=840$ МПа, $\sigma_{0,2}=750$ МПа.

Помітно, що нижчі значення $V_{тр}$ властиві сталі 15X2НМФА, котра при 183 К є менш крихкою (має вище значення в'язкості руйнування при статичному і циклічному навантаженнях), ніж сталь 15X2МФА(III) при 293 К [220].

На рис. 56 зображена залежність середньої швидкості динамічного росту тріщини від критичного КІН K_{fc}^i , при якому відбувається її стрибок. З ростом K_{fc}^i збільшується швидкість динамічного росту тріщини. Вказані результати узгоджуються з експериментальними даними [323], отриманими при дослідженні зупинки динамічної тріщини в ДКБ зразках. З підвищенням критичного КІН зрушення тріщини за статичного навантаження довжина стрибка і максимальна швидкість тріщини зростають.

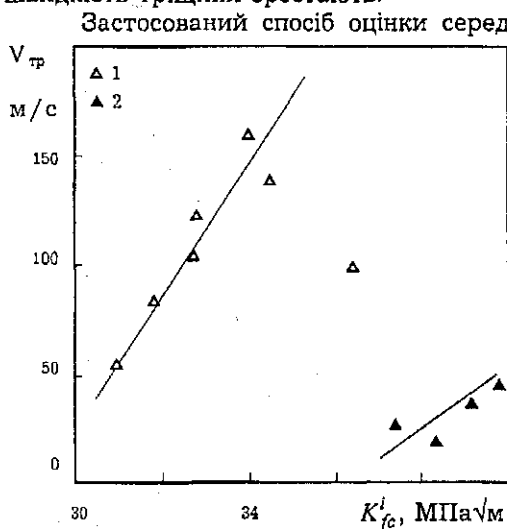


Рис. 56. Залежність середньої швидкості крихкого стрибка тріщини від K_{fc}^i : 1 - сталь 15X2МФА(III) при 293 К, 2 - сталь 15X2НМФА при 183 К

ретворювачі 3 і 4 з різних боків від вістря тріщини.

Зразок циклічно навантажують до старту тріщини і реєструють стрибок тріщини. Далі за допомогою двох електроакустичних перетворювачів приймають сигнали АЕ, що випромінюються тріщиною в момент її старту і зупинки. При цьому на виході першого електроакустичного перетворювача 3 (першого каналу контролю) отримують імпульси 5 і 6 (рис. 57, б), на виході другого електроакустичного перетворювача (другого каналу контролю) - імпульси 7 і 8 в моменти часу t_1 , t_2 , t_3 , t_4 відповідно, котрі реєструють за допомогою хронометрів.

Параметри Δl_c , Δt_c , V_{Tp} і t крихкого стрибка тріщини обчислюють за формулами

$$\Delta l = \frac{1}{2} c_2 (\tau_1 + \tau_2 - \tau_3); \quad t_c = \tau_1 - \Delta l_c / c_2;$$

$$V_{Tp} = \Delta l_c / \Delta t_c; \quad t = (b_2 - c_2 \tau_2) / 2;$$

$$\tau_1 = t_2 - t_1; \quad \tau_2 = t_3 - t_1;$$

$$\tau_3 = t_4 - t_1;$$

де b_2 - відстань між електроакустичними перетворювачами.

Обчислення вказаних параметрів можна здійснювати безпосередньо під час навантажування зразка за допомогою вимірювально - обчислювального комплексу ІВК - 7, в котрий попередньо вводять величини c_2 і b_2 .

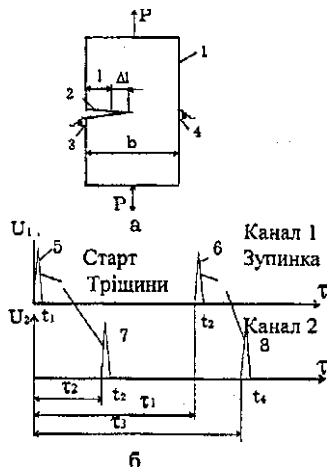


Рис. 57. Методика виміру параметрів крихкого стрибка тріщини: а - зразок з тріщиною і електроакустичними перетворювачами; б - характерні епюри сигналів з виходу першого і другого електроакустичних перетворювачів

3.2. База даних швидкості росту втомних тріщин

База даних була розроблена для упорядкування великого обсягу експериментальних результатів випробувань зразків на циклічну тріщинотривкість (швидкість РВТ). Вона містить також інформацію про матеріал, тип і геометричні розміри зразків, режим випробувань, режим навантаження тощо [221].

Система керування базою даних (СКБД) дає змогу в режимі діалогу проводити пошук потрібних масивів інформації і з допомогою прикладних програм здійснювати їх наступну обробку, обчислювати швидкість РВТ, розмах чи максимальне значення КІН, визначати коефіцієнти рівняння регресії для апроксимації окремих ділянок ДВР, виводити вказані характеристики і залежності у вигляді таблиць і графіків як для однотипних, так і різних зразків, режимів випробувань та матеріалів.

Основна інформація в базі даних має вигляд масивів величин навантаження: довжина тріщини - кількість циклів навантаження.

Враховуючи розкид даних за швидкістю РВТ, деколи зручніше порівнювати не апроксимуючі графіки, а експериментальні точки. Крім того, в окремих випадках, для розрахунку довговічності важливих конструкцій енергомашинобудування використовують не рівняння регресії, отримане обробкою експериментальних даних за методом найменших квадратів (чи якимось іншим), а рівняння верхньої огинаючої усієї сукупності результатів випробувань [68]. Наявність такої бази вихідної інформації дає змогу аналізувати межі застосування лінійної механіки руйнування за різними критеріальними співвідношеннями.

Однією з важливих задач при створенні бази даних є розробка оптимального вхідного документа, що використовується при підготовці даних для введення [106].

При його розробці враховували те, що:

- вхідні дані є однотипними;
- основне джерело інформації складають журнали випробувань на циклічну тріщинотривкість;
- вхідні масиви мають приблизно однаковий розмір;
- забезпечення зручності для користувача.

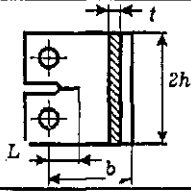
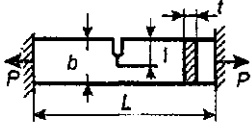
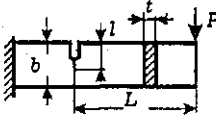
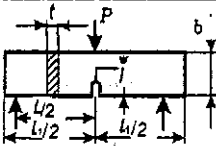
Вхідний документ (табл. 4) складається з 22 типів записів, котрі містять по одному полю.

Шифр запису	Зміст	Розмір запису
01	Порядковий номер запису	1
02	Номер зразка	1
03	Температура, К	1
04	Матеріал	1
05	Тип зразка	1
06	Коефіцієнт асиметрії циклу навантаження	1
07	Частота навантаження, Гц	1
08	Попередня одноразова або циклічна пластична деформація, %	1
09	Кількість циклів попереднього циклічного навантаження	1
10	Форма циклу навантаження	1
11	Товщина зразка (t), мм	1
12	Ширина зразка (b), мм	1
13	Початкова довжина тріщини, мм	1
14	Поправка на форму фронту початкової тріщини	1
15	Поправка на форму фронту кінцевої тріщини	1
16	Кількість змін навантажень	1
17	Кількість вимірювань довжини тріщини	1
18	Масив порядкових номерів вимірювань при зміні навантаження	20
19	Масив максимальних навантажень циклу, кН	20
20	Масив мінімальних навантажень циклу, кН	20
21	Масив довжин тріщин, мм	50
22	Масив кількості циклів навантаження	50

Запис 01 містить порядковий номер запису в базу даних. В записі 05 кодують тип зразка. В табл. 5 наведені типи зразків, використовуваних для дослідження швидкості РВТ і відповідний їм шифр. Досить важливою характеристикою, що впливає на швидкість РВТ, є форма циклу навантаження, інформація про котру зберігається в записі 10. Табл. 6 містить шифри циклів навантаження різної форми. Тут базисними є перших чотири форми циклу навантаження (одночастотні). Інші отримують взаємним накладанням двох одночастотних форм.

Таблиця 5

Відповідність між шифром типу зразка і його геометричними параметрами








Шифр типу	Зразок	Параметри		Примітка
01		t	b	$h/b=0,6$
02		t	b	$L/b=3$
03	- // -	t	b	$L/b=7$
04		t	b	Замість P задається момент $M=PL$
05		t	b	$L/2=2b$ $L_1/2=2,25b$

Запис 13 містить інформацію про площину (базу), від котрої проводили вимірювання довжини тріщини. Якщо довжину тріщини в процесі випробувань вимірювали від вістря надрізу, то початкова довжина тріщини дорівнює довжині надрізу.

Поправка на форму фронту втомної тріщини (записи 14,15) визначається відповідно до вказівок [150].

Т а б л и ц я 6

Відповідність між шифром і формою циклу навантаження

Шифр форми	Вид навантаження	Форма циклу навантаження	Примітка
01	одночастотне		
02	одночастотне		
03	одночастотне		
04	одночастотне		
12	двочастотне		01+02
32	двочастотне		03+02
42	двочастотне		04+02

Переважно під час випробувань на циклічну тріщино-тривкість для побудови повної ДВР ступінчасто знижують навантаження для отримання порогового КІН [150]. Як свідчить досвід, кількість ступенів навантаження не перевищує двадцяти, а кількість вимірювань приростів (довжин) тріщини не перевищує п'ятидесяти. Виходячи з цього були вибрані розміри масивів для записів 18-22.

Незважаючи на те що вхідний документ для бази даних швидкості РВТ має фіксований формат поля, проблеми, що звичайно виникають в таких випадках, в цьому випадку відсутні. Це пов'язано передусім з тим, що формування інформаційних масивів проводиться в діалоговому режимі СКБД. Оскільки кількість змін

навантажень і кількість вимірювань довжини тріщини (відповідно записи 16 і 17) задаються, то якщо довжина запису менша від довжини виділеного поля, вільні місця СКБД заповнює автоматично.

Особливо важливим при введенні даних є забезпечення контролю і виправлення помилок в записах. Первинний контроль помилок здійснюють під час введення інформаційного масиву в базу завдяки одночасному виведенню їх на екран дисплея в зручному для огляду вигляді. Для вторинного контролю помилок передбачене виведення на дисплей графічних залежностей довжина тріщини - кількість циклів навантаження, швидкість РВТ - розмах КІН. При виявленні помилок інформаційний масив копіюється в окремий файл і після виправлення помилок відбувається повторний запис в БД. При цьому передбачений захист від випадкового помилкового запису в області, де вже зберігаються дані про інші зразки.

За середньої кваліфікації оператора введення у діалоговому режимі інформаційного масиву для одного зразка роз-

робленого документа займає не більше 10 хв.

Функціональну структуру бази даних відбиває рис. 58. Система реалізована на базі керуючої міні-ЕОМ GA 16/240 (обсяг оперативної пам'яті 128 кбайт) і працює у діалоговому режимі. Результати випробувань зразків організовані у вигляді тому зі змістом, що формується у режимі автоматичного ведення

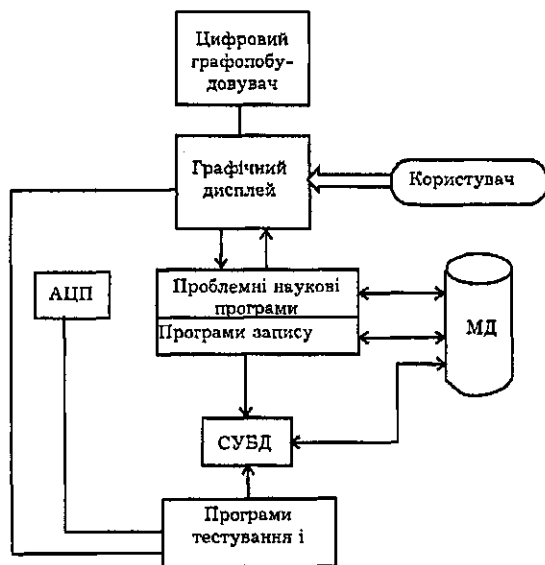


Рис. 58. Функціональна структура бази даних

файлів в каталог. Логічні записи всередині файлів мають сталу довжину. Накопичувачі (нижній фіксований та верхній змінний магнітні диски) мають обсяг по 10 Мбайт. При копіюванні і відновленні файлів використовуються також магнітні диски.

Програмний комплекс системи, реалізований на алгоритмічній мові Фортран, також зберігається на магнітних дисках, утворюючи разом з інформаційною частиною повний архів системи.

База даних забезпечує виведення залежностей у вигляді графіків на планшетний цифровий графопобудовувач і в вигляді таблиць на АЦПУ.

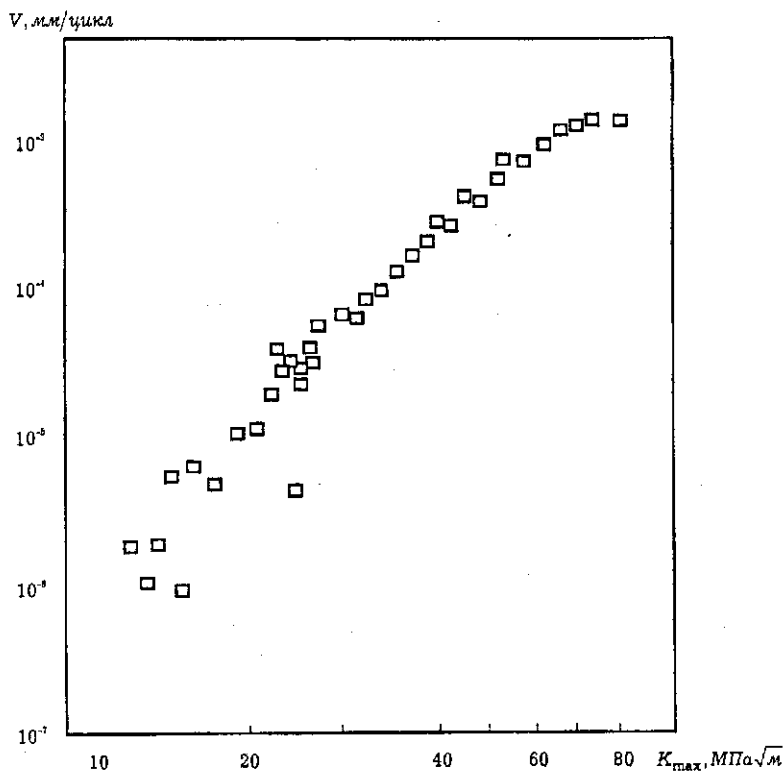


Рис. 59. Приклад виводу графічної залежності з бази даних

На цей час база даних містить інформацію про циклічну тріщинотривкість теплотривких сталей, що використовуються для виготовлення продукції машинобудування: 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III), 15Х2МФАА, 15Х3МФАА, матеріали зварних швів 10ХМФТ(I), 10ХМФТ(II), 10Х16Н25АМ6, 04Х19Н11М3. Присутня також інформація про тріщинотривкість титанових сплавів та їх зварних з'єднань.

Забезпечення бази даних містить відомості про результати випробувань на циклічну тріщинотривкість приблизно 1000 зразків з різних матеріалів.

Використання розробленої БД істотно підвищує якість і скорочує термін написання науково-технічних звітів, статей. На рис. 59 наведений приклад залежності швидкості росту втомних тріщин від максимального КІН, розрахованої за вихідною інформацією з бази даних.

Створену систему можна розвивати щодо матеріалів, режимів випробувань, типів зразків і конструкційних елементів, програмного забезпечення тощо.

3.3. Роль асиметрії циклу навантаження

Цей підрозділ містить результати дослідження впливу асиметрії циклу навантаження $R=0,1\ldots 0,95$ на закономірності росту втомних тріщин в сталях 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III), 15Х3НМФАА і їх зварних швах Св-10ХМФТ(I) і Св-10ХМФТ(II) за кімнатної температури [60, 61,222].

Дослідження проводили при позацентровому розтягу компактних зразків завтовшки 25 мм.

На рис. 60, 61 зображені ДВР, а в табл. 7 наведені характеристики циклічної тріщинотривкості теплотривких сталей і їх зварних з'єднань при різних коефіцієнтах асиметрії циклу навантаження в умовах кімнатної температури [61,222]. Точки зі стрілками відповідають початку нестабільного (стрибкового) розвитку тріщини втомі. У випадку подання швидкості РВТ залежно від K_{max} збільшення R від 0,1 до 0,95 (0,89) істотно зменшує швидкість РВТ в сталях і зварних швах. Для сталі 15Х2МФА(I) збільшення R від 0,1 до 0,75 в 15...20 разів зменшує швидкість РВТ. При збільшенні асиметрії циклу від $R=0,1$ до 0,6 швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(III) зменшується в 8...15

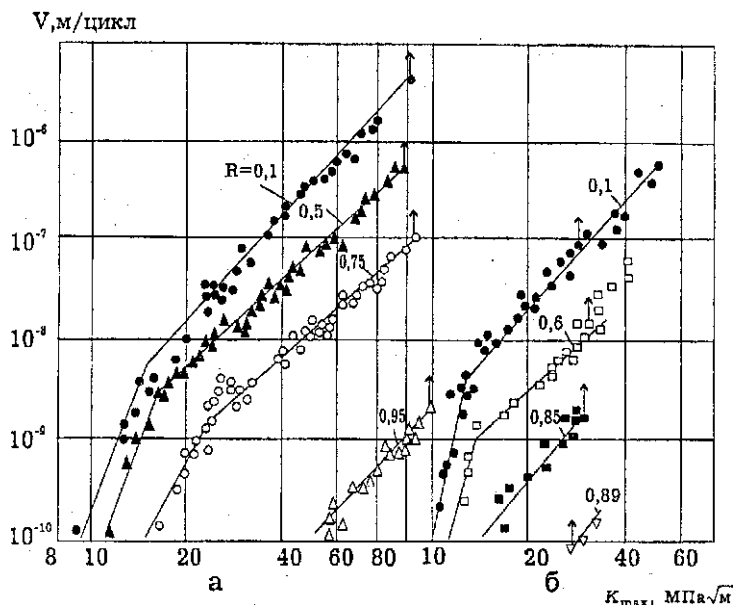


Рис. 60. ДВР сталі 15Х2МФА(І) (а) і 15Х2МФА(ІІІ) (б) при 293 К та різних асиметрії циклу навантаження

разів залежно від рівня K_{max} . Як загальну тенденцію для досліджених сталей і зварних швів слід зазначити, що зі збільшенням коефіцієнта асиметрії циклу навантаження швидкість РВТ, яка відповідає перелому ДВР (переходу від ділянки припорогового зростання тріщини до ділянки Періса), зменшується. Наприклад, для сталі 15Х2МФА(І) збільшення R від 0,1 до 0,95 знижує вказану швидкість РВТ від 5×10^{-9} до 2×10^{-10} м/цикл.

У сталі 15Х2МФА(ІІ) і 15Х2МФА(ІІІ), а також у зварному шві 10ХМФТ(ІІ), за кімнатної температури при $K_{max} > 28$ МПа $\sqrt{м}$ спостерігається нестабільний (стрибковий) розвиток тріщини втоми. Завершальному руйнуванню зразка передують декілька крихких стрибків тріщини, що чергуються з ділянками стабільного РВТ. Руйнування зразків з сталі 15Х2МФА(І), 15Х2МФАА і зварного шва 10ХМФТ(І) при циклічному навантаженні відбувається одним стрибком. При цьому в одних випадках спостерігається квазікрихке руйнування, в інших - руйнування внаслідок пластичного розкриття зразка.

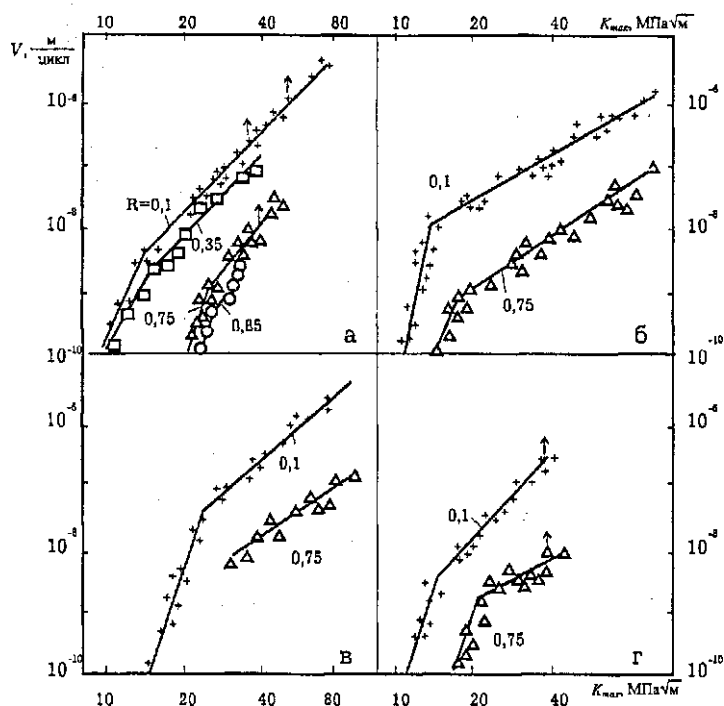


Рис. 61. ДВР сталі 15Х2МФА(II) (а) , 15ХЗНМФАА (б), зварного шва Св-10ХМФТ(I) (в) і СВ-10ХМФТ(II) (г)

Для сталі 15Х2МФА(III) при $R=0,89$ стрибки тріщини спостерігалися вже при швидкості 8×10^{-10} м/цикл, і діаграма стабільного росту тріщини в цих умовах вироджується в одну точку. Таким чином, у сталі 15Х2МФА(III) при великих коефіцієнтах асиметрії циклу стрибковий розвиток тріщини спостерігається вже на припороговій ділянці. Збільшення асиметрії циклу навантаження від 0,1 до 0,87...0,95 (рис. 62) супроводжується ростом K_{th} і зменшенням розмаху ΔK_{th} в сталі 15Х2МФА у всіх трьох станах. Подальше збільшення R приводить до інтенсивнішого росту ΔK_{th} і не впливає на значення K_{th} для сталі 15Х2МФА(III) і 15Х2МФА(I). Це узгоджується з даними праці [349], де відзначена сталість розмаху порогового КІН при високих значеннях R . Разом з

Характеристики циклічної тріщинотривкості

[illegible]

Закінчення табл. 7

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Сталь 15Х2МФАА	293	0,10			3,05	$2,94 \cdot 10^{-6}$	3,05	0,989		$2,2 \cdot 10^{-6}$
	293	0,75			3,21	$3,02 \cdot 10^{-9}$	3,21	0,959		$2,2 \cdot 10^{-6}$
	293	0,10			3,04	$4,18 \cdot 10^{-9}$	3,04	0,985		
	623	0,75			2,76	$1,48 \cdot 10^{-8}$	2,76	0,938		
Сталь 15ХЗНМФАА	293	0,10	9,9	$1,6 \cdot 10^{-11}$	2,612	$1,2 \cdot 10^{-11}$	2,612	0,879	$10^{-8} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
	293	0,75	4,7	$7,5 \cdot 10^{-12}$	2,870	$1,4 \cdot 10^{-13}$	2,870	0,974	$10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	
	623	0,10	8,0	$1,0 \cdot 10^{-12}$	3,481	$6,9 \cdot 10^{-13}$	3,481	0,981	$3 \cdot 10^{-9} \dots 3 \cdot 10^{-6}$	
	623	0,75	5,0	$3,3 \cdot 10^{-11}$	2,523	$1,0 \cdot 10^{-12}$	2,523	0,985	$10^{-9} \dots 10^{-7}$	
Зона термічного впливу сталі 15ХЗНМФАА	293	0,10	6,6	$3,1 \cdot 10^{-12}$	3,115	$2,2 \cdot 10^{-12}$	3,115	0,963	$2 \cdot 10^{-9} \dots 6 \cdot 10^{-6}$	
	293	0,75	3,7	$1,3 \cdot 10^{-11}$	2,811	$2,6 \cdot 10^{-13}$	2,811	0,952	$10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-7}$	
	623	0,10	7,4	$7,6 \cdot 10^{-13}$	3,800	$5,1 \cdot 10^{-13}$	3,800	0,956	$2 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-6}$	
Наплавка із сталі 10Х16Н125АМ6	623	0,10	5,8	$1,9 \cdot 10^{-11}$	2,751	$1,84 \cdot 10^{-11}$	2,751	0,927	$1 \cdot 10^{-9} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
	623	0,75	4,7	$1,9 \cdot 10^{-11}$	2,875	$3,0 \cdot 10^{-13}$	2,926	0,893	$2 \cdot 10^{-9} \dots 5 \cdot 10^{-7}$	
Зварний шов Св10ХМФТ(І)	293	0,10	14,4	$1,5 \cdot 10^{-12}$	3,270	$1,0 \cdot 10^{-12}$	3,321	0,915	$5 \cdot 10^{-8} \dots 2 \cdot 10^{-6}$	
	293	0,75	-	$4,4 \cdot 10^{-12}$	3,264	$4,8 \cdot 10^{-14}$	3,364	0,988	$6 \cdot 10^{-8} \dots 3 \cdot 10^{-7}$	

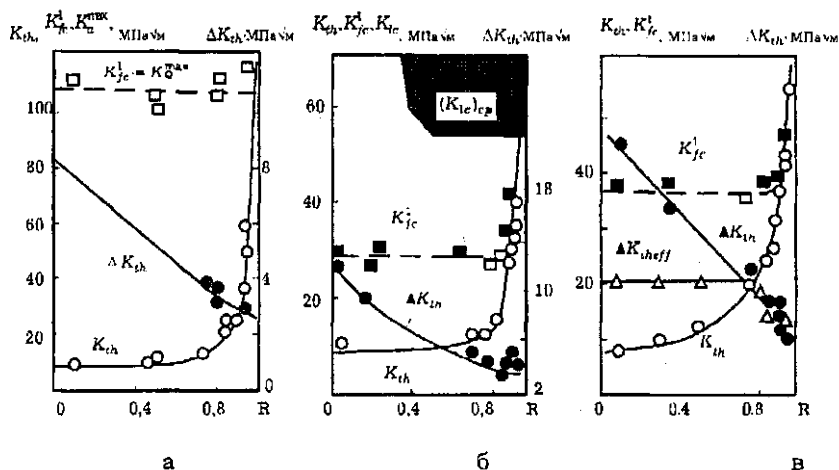


Рис. 62. Залежність ΔK_{th} , K_{th} , ΔK_{theff} і K_{fc}^I сталі 15X2MФА(I) (а); 15X2MФА(III) (б); 15X2MФА(II) (в) від асиметрії циклу навантаження

тим для сталі 15X2MФА(II) зі збільшенням асиметрії циклу навантаження ΔK_{th} зменшується неперервно. У деяких випадках для пояснення впливу асиметрії циклу навантаження ефективно використовується концепція закриття тріщини.

Збільшення максимального КІН циклу неоднозначно впливає на відносний КІН K_{op}/K_{max} . Для сталей 15X2MФА(I), 15X2MФА(II), 15X2MФА(III), а також зварних швів Св-10ХМФТ(I) і Св-10ХМФТ(II) при $R=0,35$ зі збільшенням K_{max} відношення K_{op}/K_{max} збільшується в припороговій області ДВР і знижується при більш високих значеннях K_{max} (рис. 63). Однак залежність K_{op}/K_{max} від K_{max} для сталей 15X2MФА(II) і 15X2НМФАА при $R=0,1$ є спадною.

Порівняння свідчить, що з трьох станів сталі 15X2MФА при однакових значеннях K_{max} найбільше відношення K_{op}/K_{max} має сталь 15X2MФА(I), а найменше - сталь 15X2MФА(II). Таким чином, збільшення порогу текучості від 584 до 800 МПа зменшує КІН K_{op} , а наступне підвищення $\sigma_{0,2}$ до 1100 МПа збільшує КІН, при якому відбувається закриття тріщини.

Для зварного шва Св-10ХМФТ характер впливу порогу текучості на K_{op} визначається рівнем K_{max} . В припороговій області величина K_{op} більша для зварного шва Св-10ХМФТ(I), а на середній ділянці ДВР - для Св-10ХМФТ(II). Як бачимо, для зварного шва крім структурних чинників (розмір зерна і

т. п.) на закриття тріщини істотно впливають залишкові зварні напруження, котрі не є однакові для 10ХМФТ(I) і 10ХМФТ(II) через різну термічну обробку після зварювання (див. табл. 1).

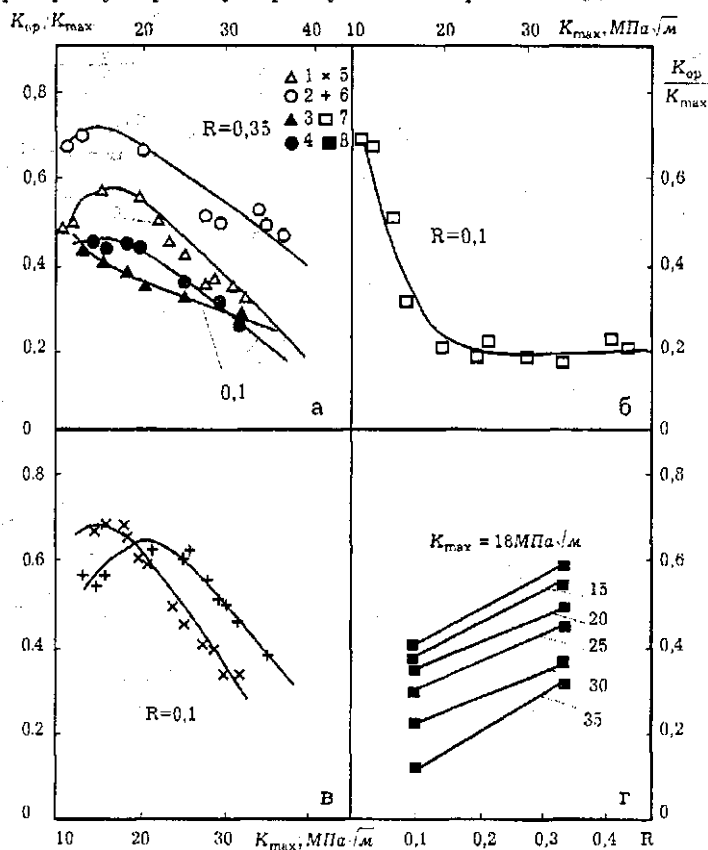


Рис. 63. Залежність K_{op}/K_{max} від K_{max} (а-в) та від R (г):
1 - 15Х2МФА(I); 2, 3, 8 - 15Х2МФА(II); 4 - 15Х2МФА(III);
5 - Св-10ХМФТ(I); 6 - Св-10ХМФТ(II); 7 - 15Х2НМФАА

Збільшення коефіцієнта асиметрії циклу навантаження від 0,1 до 0,35 у 1,5...3 рази збільшує відношення K_{op}/K_{max} сталі 15Х2МФА(II) залежно від рівня K_{max} (рис. 63, г). Разом з тим значення $R=0,35$ є граничним для сталі 15Х2МФА(II) в

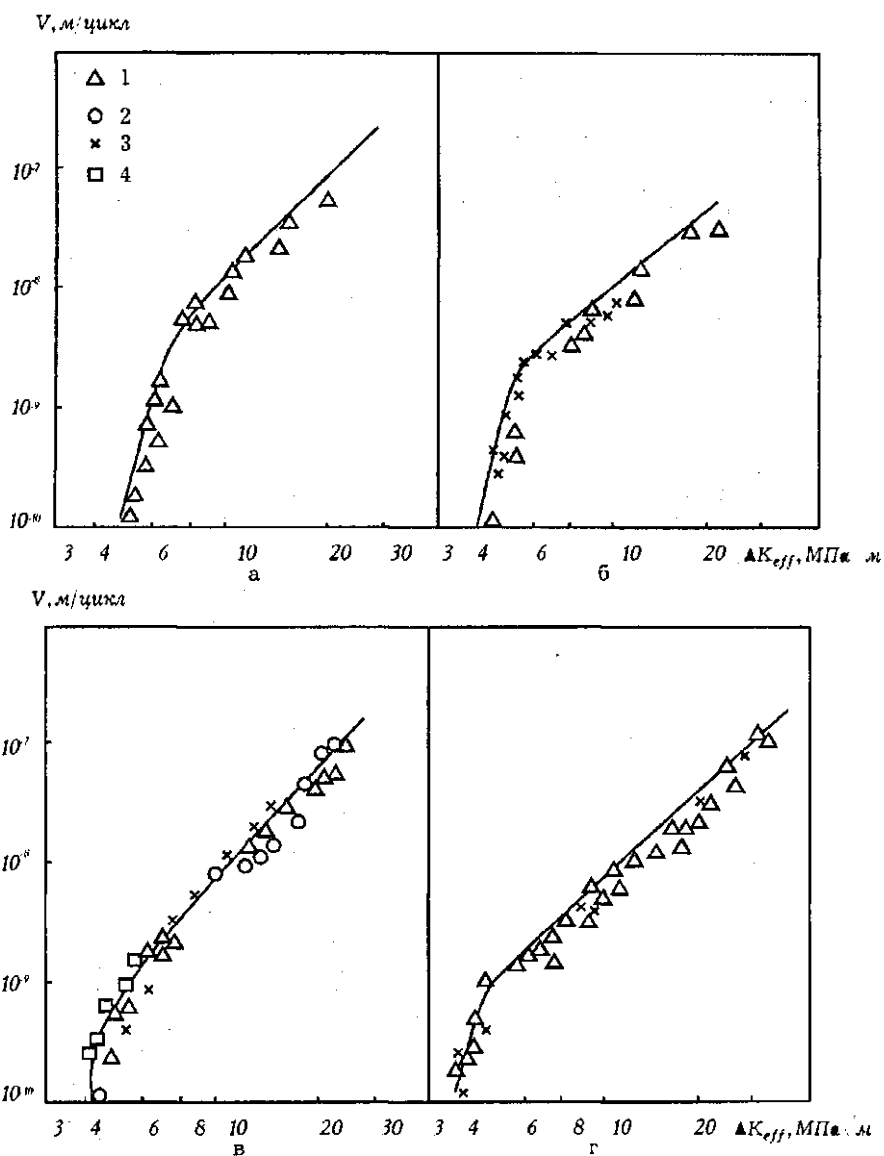


Рис. 64. Залежність швидкості РВТ від ефективного розмаху КІН ΔK_{eff} при 293К і $t=25$ мм: а - зварний шов Св-10ХМФТ(І); б - зварний шов Св-10ХМФТ(ІІ); в - сталь 15Х2МФА(ІІ); г - сталь 15Х2НМФАА. $R=0,1$ (1); 0,35 (2); 0,75 (3); 0,85 (4)

тому розумінні, що при вказаній асиметрії все ще спостерігається закриття тріщини втоми. При $R=0,35$ тріщина залишається відкритою протягом усього циклу навантаження в діапазоні зміни K_{max} від K_{th} до K_{fc}^I .

Швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(II) і зварних швах Св-10ХМФТ(I) та Св-10ХМФТ(II) не залежить від асиметрії циклу навантаження $R = 0,1 \dots 0,95$ у випадку, якщо розглядати залежність від розмаху КІН (рис. 64).

Слід відзначити, що для сталей 15Х2МФА(II), 15ХЗНМФА, а також зварного шва Св-10ХМФТ(II) при $R = 0,75$ закриття тріщини не спостерігалось, і діаграма $P - \delta$ є прямою лінією.

$K_{fc}^I, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$

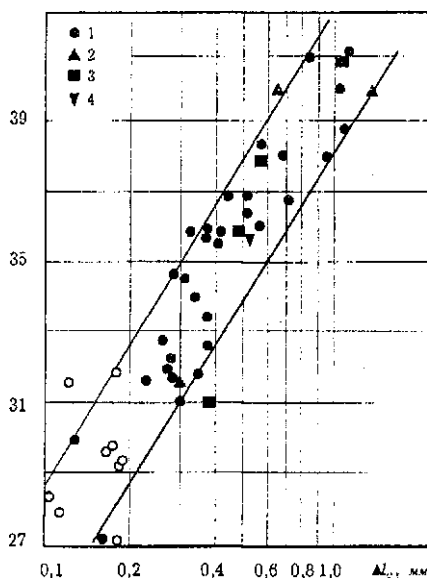


Рис. 65. Залежність довжини крихкого стрибка втоми тріщини від K_{fc}^I для сталі 15Х2МФА(III) при 293К; $R=0,1$ (1); 0,21 (2); 0,6 (3); 0,83...0,85 (4). Світлі значки - стрибок усередині зразка, темні - стрибок по всій товщині

На рис. 65 зображені результати дослідження впливу асиметрії циклу навантаження на довжину крихких стрибків втоми тріщини в сталі 15Х2МФА(III). Зміна R від 0,1 до 0,85 не впливає на залежність $\Delta L_i - K_{fc}^I$, котра в напівлогарифмічних координатах може бути зображена прямою лінією.

Зі збільшенням коефіцієнта асиметрії циклу навантаження від 0,1 до 0,87 (0,95) критична швидкість росту тріщини (рис. 66) для сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(II) монотонно зменшується від $1 \dots 2,2 \times 10^{-7}$ ($1 \dots 1,5 \times 10^{-6}$) до $0,8 \dots 1 \times 10^{-10}$ (5×10^{-9}) м/цикл (в дужках подаються значення для сталі 15Х2МФА(I)).

На рис. 67 дані про критичну швидкість РВТ наведено в логарифмічних координатах $\lg V_{кр} - \lg (1-R^3)$. У діапазоні зміни R від 0 до 0,980 для сталі 15Х2МФА(І) і в діапазоні вимірювання R від 0 до 0,890 для сталі 15Х2МФА(ІІІ) вказані залежності можуть бути апроксимовані прямими лініями. При подальшому збільшенні R критична швидкість РВТ залишається практично незмінною і можна вважати, що вона дорівнює 10^{-10} м/цикл.

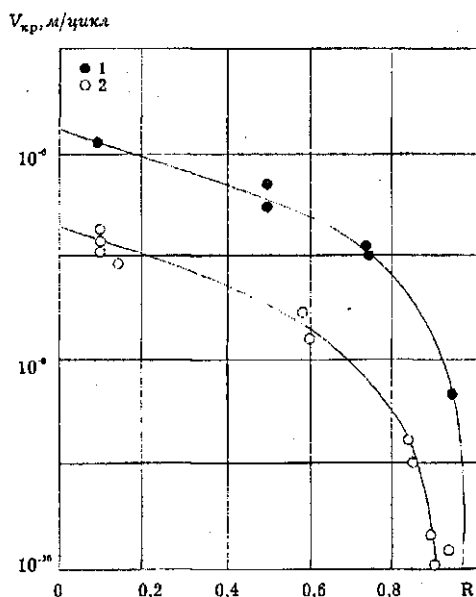


Рис. 66. Залежність критичної швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(І) - 1 і 15Х2МФА(ІІІ) - 2 від коефіцієнта асиметрії циклу навантаження при 293К

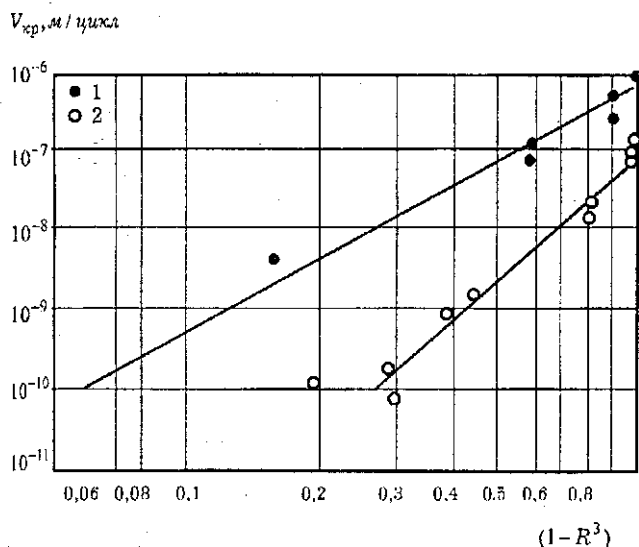


Рис. 67. Залежність критичної швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(І) – 1 і 15Х2МФА(ІІІ) – 2 від коефіцієнта асиметрії циклу навантаження при 293 К у подвійних логарифмічних координатах

Нестабільний ріст втомної тріщини. Закономірності нестабільного РВТ досліджували при позацентровому розтягу компактних зразків завтовшки 25 мм при температурі 293 К і коефіцієнті асиметрії циклу навантаження 0,1. Під час випробувань на полірованій поверхні зразка за допомогою оптичного мікроскопа визначали приріст тріщини (0,14...0,5 мм) з точністю до 0,014 мм. Для визначення приросту тріщини, меншого від 0,14 мм, використовували метод пружної піддатлості. При цьому вимірювали переміщення точок біля вістря тріщини, розташованих симетрично відносно її площини на відстані 2,5 мм. Детально методика вимірювання довжини тріщини викладена в п. 3.1. Оскільки форма фронту тріщини не є прямолінійною, то методом піддатлості визначали середній по товщині приріст тріщини.

Малий приріст тріщини обчислювали з емпіричної залежності $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ -r, яка в межах $r=0...1,5$ мм є лінійною (п. 3.1).

Приріст тріщини $\Delta r = r'' - r'$ визначається таким чином:

$$\Delta l = \Delta r = \frac{(\Delta\delta / \Delta K_{eff})'' - (\Delta\delta / \Delta K_{eff})'}{\beta_2}, \quad (81)$$

де β_2 - тангенс кута нахилу залежності $\Delta\delta / \Delta K_{eff}$ до осі абсцис.

Враховуючи, що при малому прирості тріщини (менше 0,14 мм) K_{max} , а отже, і ΔK_{eff} , практично незмінні, вираз (81) можна подати у вигляді

$$\Delta r = \frac{\Delta\delta'' - \Delta\delta'}{\Delta K_{eff} \beta_2}.$$

Безпосередньо під час випробувань за допомогою міні-ЕОМ здійснювався запис вимірюваних величин P і δ на магнітний диск. Методика числової обробки діаграм P - δ і визначення $\Delta\delta$ і ΔK_{eff} описана в п. 3.1.

Запис P і δ на зовнішній запам'ятовуючий пристрій проводили періодично через ΔN циклів $\Delta N = \Delta N_1 + \Delta N_2$. Тут ΔN_1 - кількість циклів, протягом яких здійснювали безперервний запис діаграми; ΔN_2 - тривалість паузи запису в циклах. Співвідношення між ΔN_1 і ΔN_2 вибиралося у кожному

окремому випадку залежно від швидкості РВТ. Частота навантаження протягом періодів ΔN_1 і ΔN_2 була відповідно 0,1 і 1 Гц. Крім того, проводили неперервний запис розкриття тріщини. Це дало змогу інтерполювати значення приросту тріщини в діапазоні кількості циклів ΔN_2 .

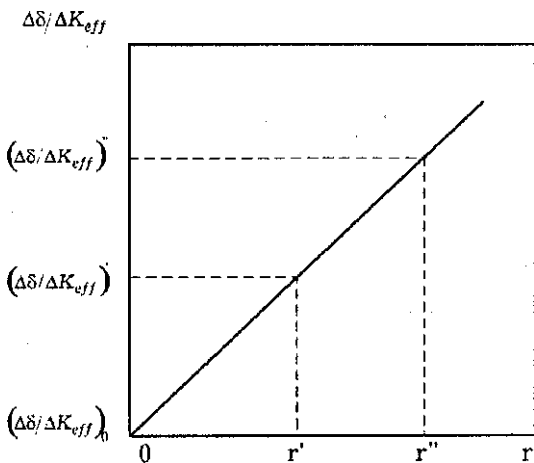


Рис. 68. Залежність $\Delta\delta / \Delta K_{eff}$ від відстані до вістря тріщини

Нижче викладені закономірності розвитку втомної тріщини в сталі 5Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) і в зварному шві 10ХМФТ(II).

На рис. 69 показана ДВР сталі 15Х2МФА(III) при 293 К, котра складається з трьох ділянок: припорогового (I), середнього (II) і нестабільного (крижкими стрибками) РВТ (III). При визначенні швидкості РВТ на III ділянці враховували тільки довжину стабільного приросту тріщини між стрибками [193]. У цьому випадку ділянка III кінетичної діаграми описується рівнянням типу Періса з тими ж сталими C і m .

Детальне дослідження, результати якого наведені нижче, стосується ділянки III ДВР, тобто розглядаються закономірності РВТ тільки між крижкими стрибками тріщини [147].

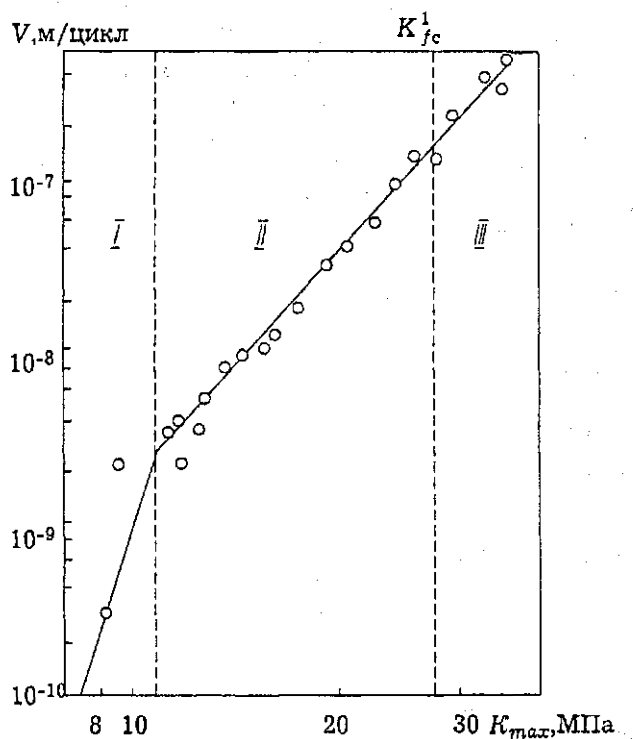


Рис. 69. ДВР сталі 15Х2МФА(III) при 293К і $R=0,1$

Аналіз результатів вимірювань приросту тріщини втоми показав, що стабільний розвиток тріщини є чергуванням інкубаційного періоду і періоду неперервного РВТ. На рис. 70 представлені результати дослідження залежності приросту тріщини $\Delta l(\Delta r)$ від кількості циклів навантаження між її крихкими стрибками. Розвиток тріщини втоми при

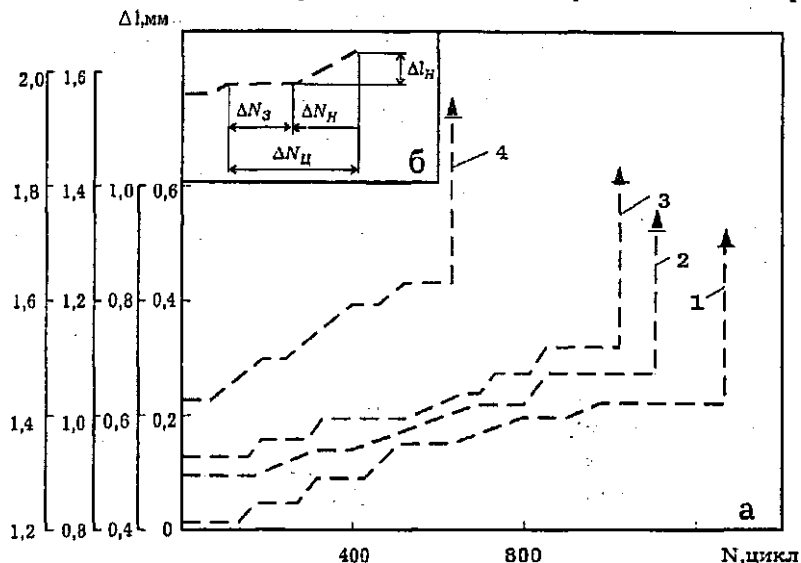


Рис. 70. Залежність довжини приросту тріщини в сталі 15Х2МФА(III) при 293К від кількості циклів навантаження (а) і схематизація одного блоку нерегулярного РВТ (б), $l_0=16,26$ мм, $K_{max0}=30,1$ МПа $\sqrt{м}$; стрілки з поличкою - крихкі стрибки тріщини, цифри відповідають номеру стрибка тріщини

$K_{max} > K_{fc}^1$ на ділянці між двома послідовними стрибками тріщини відбувався таким чином. Напочатку прикладання циклічного навантаження до зразка з первинною тріщиною ($l_0=16,28$ мм) не призводило до росту тріщини. Тільки після $N \approx 120$ циклів тріщина починає рости в кожному циклі навантаження, тобто неперервно. Чергування періодів росту тріщини і її зупинок повторюється багаторазово, доти, доки не відбудеться крихкий стрибок тріщини.

Після крихкого стрибка тріщини описана картина повторюється. Слід відзначити, що в раніше виконаних працях також отримані результати, що свідчать про нерівномірність розвитку тріщини втоми в деяких конструкційних сталях [8,380]. Водночас, хоча існують незаперечні докази того, що втомна борозенка утворюється протягом одного циклу навантаження, в деяких матеріалах, наприклад в алюмінієвих сплавах [54,360], при великих значеннях K_{max} , що відповідають правій частині ділянки II кінетичної ДВР, втомні борозенки, як правило, відсутні [28].

Блок процесу стабільного РВТ можна охарактеризувати такими параметрами: Δl_n - величина неперервного приросту тріщини; ΔN_3 - кількість циклів періоду затримки росту тріщини (інкубаційний період); ΔN_H - кількість циклів, протягом яких тріщина росте безперервно (рис. 70,б),

$$\Delta N_4 = \Delta N_3 + \Delta N_H.$$

Досліджений вплив максимального КІН на параметри блоку стабільного розвитку тріщини втоми. На рис. 71 зображені експериментальні залежності неперервного приросту тріщини Δl_n в блоці і приросту тріщини між двома послідовними крихкими стрибками Δl_y в сталі 15Х2МФА(III) від значення K_{max} , на яких можна виділити три ділянки. На ділянці А зі збільшенням K_{max} від 30 до 36 МПа $\sqrt{м}$ неперервний приріст тріщини збільшується від 0,05 до 0,16...0,2 мм а приріст тріщини між двома її послідовними крихкими стрибками зменшується. При $K_{max} > 38$ МПа $\sqrt{м}$ (ділянка Б) неперервний приріст дорівнює приросту тріщини між крихкими стрибками. Отже, між двома стрибками тріщини зміщується від 1,5 до 0,5 блока. При цьому права межа ділянки Б відповідає випадку, коли підростання тріщини взагалі відсутнє, тобто $\Delta l_y = \Delta l_n = 0$. Таким чином, на ділянці Б, так само як і на ділянці А, зі збільшенням K_{max} довжина втомного підростання тріщини між крихкими стрибками зменшується. Проте, на відміну від ділянки А, на ділянці Б зі збільшенням K_{max} , приріст тріщини Δl_n також зменшується.

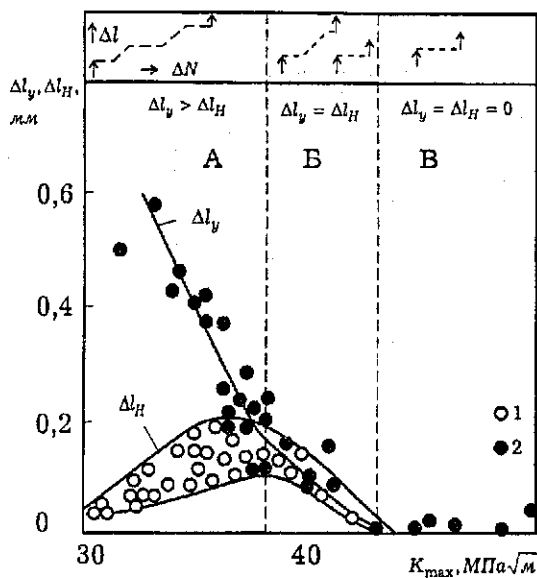


Рис. 71. Залежність неперервного приросту тріщини в блоці Δl_N (1) і приросту тріщини між стрибками Δl_y (2) від максимального КІН для сталі 15Х2МФА(III)

Таким чином, якщо при нижчих значеннях K_{max} відношення $\Delta N_N / \Delta N_z$ дорівнює приблизно 2,5, то зі збільшенням K_{max} воно зменшується і при $K_{max} = 35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ приблизно становить одиницю.

Причому в діапазоні $K_{max} = 30 \dots 35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (рис. 73) інкубаційний період, що передує неперервному росту тріщини втоми, приблизно на порядок менший від кількості циклів навантаження між крижкими стрибками тріщини. При $K_{max} > 40 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ крижкий стрибок тріщини відразу приводить до повного руйнування зразка, оскільки $K_{max} > K_{Dc}$. Тому експериментальна залежність отримана тільки для $K_{max} < 35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Очевидно, що при значеннях $K_{max} > 44 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ залежності 1 і 2 збігаються, оскільки з аналізу ділянки В на рис. 73 випливає, що за такої умови підростання тріщини між крижкими стрибками відсутнє і у цьому випадку

Ділянка В характерна відсутністю приросту тріщини втоми між крижкими стрибками. Тут зі збільшенням K_{max} відбувається лише зменшення інкубаційного періоду ΔN_z .

Зі збільшенням K_{max} від 31,2 до 35 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ (рис. 72) інкубаційний період зменшується приблизно від 140 до 50 циклів, період дискретного РВТ - з 350 до 50 циклів.

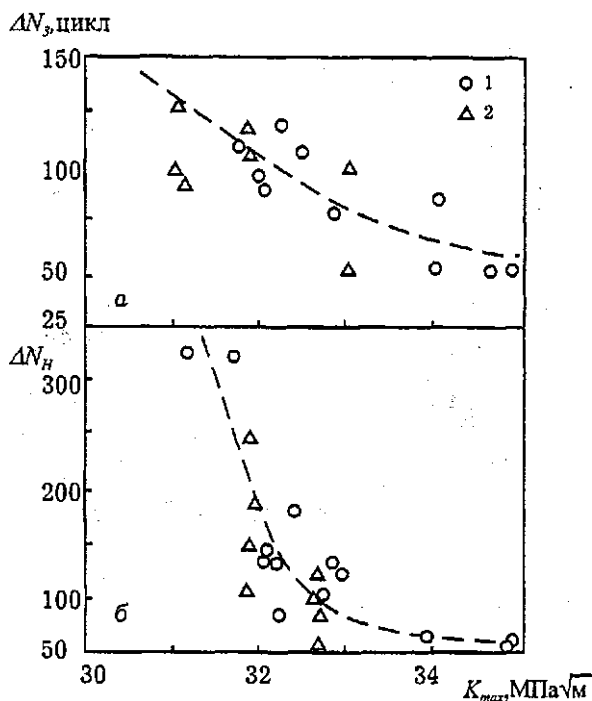


Рис. 72. Залежність інкубаційного періоду $\Delta N_{\text{г}}$ (а) і періоду неперервного росту тріщини (б) в сталі 15Х2МФА (Ш) від K_{max} при 293 К: 1 - $l_0=16,28$ мм, $K_{\text{max}0}=31,0$ МПа $\sqrt{\text{м}}$; 2 - $l_0=12,5$ мм, $K_{\text{max}0}=30,5$ МПа $\sqrt{\text{м}}$.

$\Delta l_{\text{г}} = \Delta l_{\text{н}} = 0$. На рис. 73 штрихпунктирною лінією позначено прогнозовані залежності (криві 1 і 2) для великих K_{max} .

Біля вістря тріщини під впливом циклічного навантаження відбувається накопичення пошкоджень і принципово важливим є виявлення його механізму. Відомо, що за малоциклової втоми при випробуванні гладких зразків залежно від виду навантаження ($\epsilon_a = \text{const}$ чи $\sigma_a = \text{const}$) руйнування може відбуватись внаслідок накопичення втомних або квазістатичних пошкоджень.

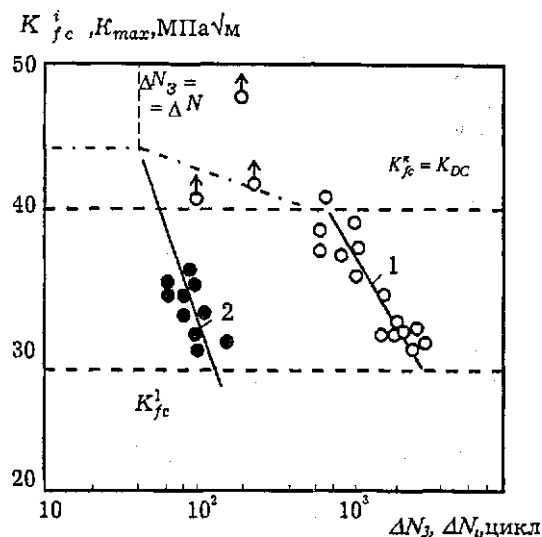


Рис. 73. Залежність критичного КІН K_{fc}^i від кількості циклів навантаження між крижкими стрибками тріщини (1) і КІН K_{max} від інкубаційного періоду росту тріщини (2) в сталі 15Х2МФА(III). Точки з стрілками відповідають повному руйнуванню зразка

На рис. 74 зображені залежності розмаху розкриття тріщини $\Delta\delta$, КІН відкриття тріщини і приросту тріщини Δl від кількості циклів навантаження в межах одного блоку стабільного росту тріщини. Як бачимо, розмах розкриття тріщини і КІН K_{op} протягом інкубаційного періоду і періоду росту тріщини втомні не змінюється. Це свідчить про те, що рівень залишкових стискувальних напружень в околі вістря тріщини, які інтегрально характеризує K_{op} (при відсутності закриття тріщини, обумовленого утворенням оксидної плівки і шорсткістю поверхні руйнування), також не змінюються у блоці стабільного РВТ.

Все це дає змогу стверджувати, що в діапазоні $K_{max}=30\ldots35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ у вістрі тріщини реалізується жорстке навантаження ($\varepsilon_d=\text{const}$) і вичерпання пластичності між крижкими стрибками відбувається саме внаслідок накопичення втомних пошкоджень.

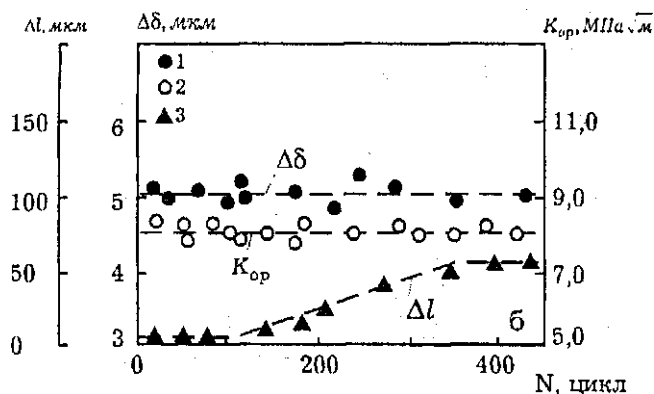


Рис. 74. Залежність розмаху розкриття тріщини $\Delta\delta$ (1), КІН K_{op} (2) і приросту тріщини Δl (3) від кількості циклів навантаження ($l_0=17,08$ мм, $K_{max}=30,9$ МПа√м)

На основі досліджень встановлено також, що нерегулярний ріст втомних тріщин спостерігається і для сталей 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), зварних швів Св-10ХМФТ(I) та Св-10ХМФТ(II) при кімнатній температурі і швидкості РВТ, що перевищує 10^{-8} м/цикл. Отримані для цих матеріалів закономірності нерегулярного росту втомної тріщини аналогічні показаним на рис. 70, 72, 74.

3.4. Попередня одноразова пластична деформація матеріалу без тріщин

Дослідження впливу попереднього навантаження на тріщиноотривкість сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) проводили розтягом пластин з бічною тріщиною (див. рис. 40,6) і компактних зразків (див. рис. 39) [23,182]. Товщина зразків із сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) дорівнювала відповідно 12,5 і 7,5 мм. Методика дослідження впливу попередньої пластичної деформації детально описана у п. 3.1.

На рис. 75 і 76 зображені ДВР сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) в осях $\lg V - \lg \Delta K$ при різній попередній пластичній деформації. Характеристики циклічної тріщиноотривкості наведені у табл. 8. Тут C і m - відповідно коефіцієнт і показник рівняння Періса (43), отримані обробкою

експериментальних даних за методом найменших квадратів з використанням програми JSNPL на мові ФОРТРАН.

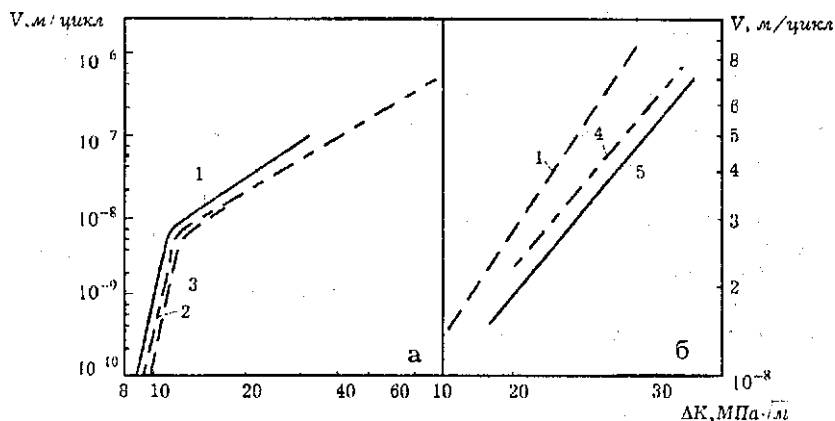


Рис. 75. Залежність швидкості РВТ у сталі 15Х2МФА(І) від розмаху КІН при 293К (а) і при 183К (б): $\epsilon_{np}=0$ (1); 0,019 (2); 0,133 (3); 0,052 (4); 0,110 (5)

Збільшення попередньої пластичної деформації (рис. 75) від 0 до 0,133 незначно збільшує швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(І) при 293 К на середньоамплітудній ділянці діаграми та істотно (приблизно в 6 разів) знижує припорогову швидкість РВТ, підвищуючи одночасно пороговий КІН.

Пластичне деформування розтягом приводить до зниження (приблизно в 1,5...2 рази) швидкості РВТ у сталі 15Х2МФА(І) при температурі 183 К на середньоамплітудній ділянці діаграми.

У сталі 15Х2МФА(ІІІ) спостерігається дещо інший характер впливу одноразового деформування на швидкість розвитку втомної тріщини. Як випливає з рис. 76, збільшення пластичної деформації від 0 до 0,052 істотно збільшує припорогову швидкість РВТ та зменшує пороговий КІН ΔK_{th} з 9,7 до 8,5 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ порівняно з попередньо недеформованою сталлю 15Х2МФА(ІІІ). На середній ділянці діаграми при $K_{max} > 14 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ попередня пластична деформація неоднозначно впливає на швидкість РВТ. Якщо при $\Delta K = 16 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість РВТ для сталі в первісному стані приблизно втричі більша, то зі збільшенням ΔK ця різниця

зменшується і при $\Delta K = 22 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ швидкість розвитку тріщини втоми при $e_{np}=0; 0,052; 0,078$ практично збігається. На середній ділянці ДВР найбільше зниження швидкості РВТ порівняно з первісним станом спостерігається після деформації, яка відповідає максимальному рівномірному подовженню $e_{np}=e_B=0,052$. Подальше зростання e_{np} до 0,078 в сталі 15Х2МФА(ІІІ) практично не впливає на швидкість РВТ на середній ділянці ДВР, проте знижує припорогову швидкість розвитку тріщини втоми.

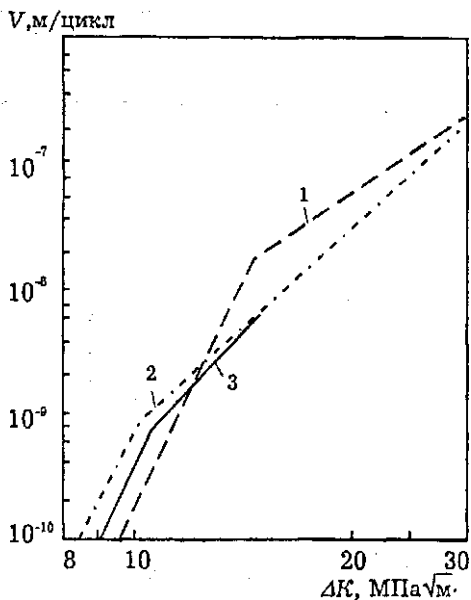


Рис. 76. ДВР сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293К і $R=0$, $e_{np}=0$ (1); 0,052 (2); 0,078 (3)

Проаналізуємо отримані результати з позицій закриття тріщини. Відомо, що при циклічному навантаженні закриття (розкриття) тріщини відбувається при розтягуючих навантаженнях.

Залежно від первісного стану матеріалу (окрихчений чи пластичний) (рис. 77) попередня пластична деформація різним чином впливає на характер зміни K_{op} від K_{max} . Для сталі 15Х2МФА(ІІІ) при $\Delta K > 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ збільшення e_{np} від 0 до 0,078 збільшує КІН K_{op} до 1,5 раза. Причому при всіх деформаціях залежність $K_{op}-\Delta K$ на правій ділянці має горизонтальне плато. У припороговій області ($\Delta K < 12 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$)

Таблиця 8

Характеристики тріщиноотривності сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) за різної попередньої пластичної деформації

Сталь	$\epsilon_{пр}$	Т, К	R	ΔK_{th} МПа $\sqrt{м}$	ΔK_{theff} МПа $\sqrt{м}$	V-K _{max}		V-ΔK		Кое- фіці- єнт корре- ляції	Діапазон V, м/цикл	V _{кр} , м/цикл
						m	C, М/цикл (МПа $\sqrt{м}$) ^m	m	C, М/цикл (МПа $\sqrt{м}$) ^m			
15Х2МФА (І)	0	293	0,1	8,9	4,50	3,02	4,310 ⁻¹²	3,02	5,910 ⁻¹²	0,974	610 ⁻⁹ -210 ⁻⁷	-
	0	183	0,1	-	-	3,52	6,110 ⁻¹³	3,52	8,810 ⁻¹³	0,987	610 ⁻⁹ -110 ⁻⁷	410 ⁻⁷
	0,019	293	0	9,25	4,42	2,82	4,910 ⁻¹²	2,82	6,710 ⁻¹²	0,984	210 ⁻⁸ -110 ⁻⁶	-
	0,052	183	0,1	-	-	3,19	1,310 ⁻¹²	2,74	6,610 ⁻¹²	0,989	210 ⁻⁸ -610 ⁻⁸	1,810 ⁻⁷
	0,110	183	0,1	-	-	2,89	1,910 ⁻¹²	2,98	2,610 ⁻¹²	0,972	210 ⁻⁸ -710 ⁻⁸	6,910 ⁻⁸
	0,133	293	9,75	4,30	4,30	2,64	9,710 ⁻¹²	3,01	3,910 ⁻¹²	0,962	210 ⁻⁸ -110 ⁻⁶	-
15Х2МФА (ІІІ)	0	293	0	9,7	5,2	3,78	6,510 ⁻¹³	3,78	6,510 ⁻¹³	0,976	1,510 ⁻⁸ -1,510 ⁻⁷	2,310 ⁻⁷
	0,052	293	0	8,5	5,3	5,33	3,410 ⁻¹⁵	5,33	3,410 ⁻¹⁵	0,987	210 ⁻⁹ -1,210 ⁻⁷	1,410 ⁻⁷
	0,078	293	0	9,0	5,2	5,87	6,710 ⁻¹⁶	5,87	6,710 ⁻¹⁶	0,979	210 ⁻⁹ -510 ⁻⁸	3,610 ⁻⁸

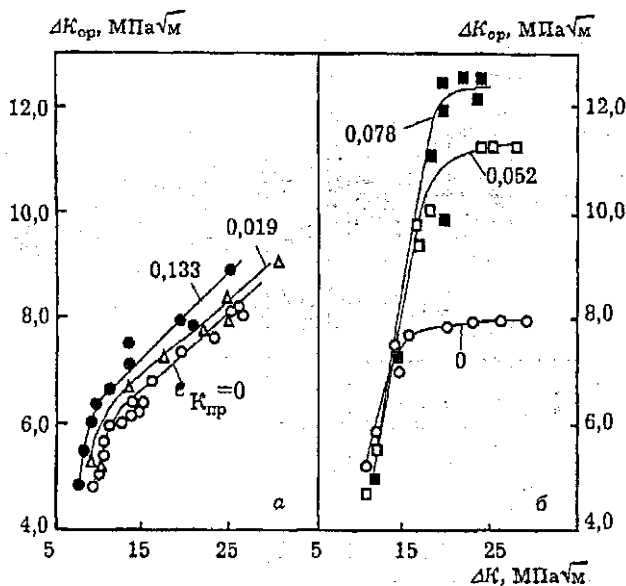


Рис. 77. Залежність K_{op} сталі 15Х2МФА(I) (а) і 15Х2МФА(III) (б) від розмаху КІН при 293К і $R=0$

вищевказане збільшення пластичної деформації знижує K_{op} для сталі 15Х2МФА(III). Разом з тим, для сталі 15Х2МФА(I) збільшення попередньої деформації від 0 до 0,133 дає еквідистантний зсув залежності K_{op} - ΔK вліво.

Для сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) незалежно від величини попередньої пластичної деформації, існує єдина залежність швидкості РВТ від ефективного розмаху КІН (рис 78). З двох сталей вищий опір розвитку тріщини втоми на середній ділянці ДВР має сталь 15Х2МФА(I), а на приповерховій ділянці - сталь 15Х2МФА(III).

Отже, можна дійти висновку, що вплив попередньої пластичної деформації на швидкість РВТ у сталях 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) відбувається, головним чином, внаслідок зміни напружено-деформованого стану в околі вістря тріщини.

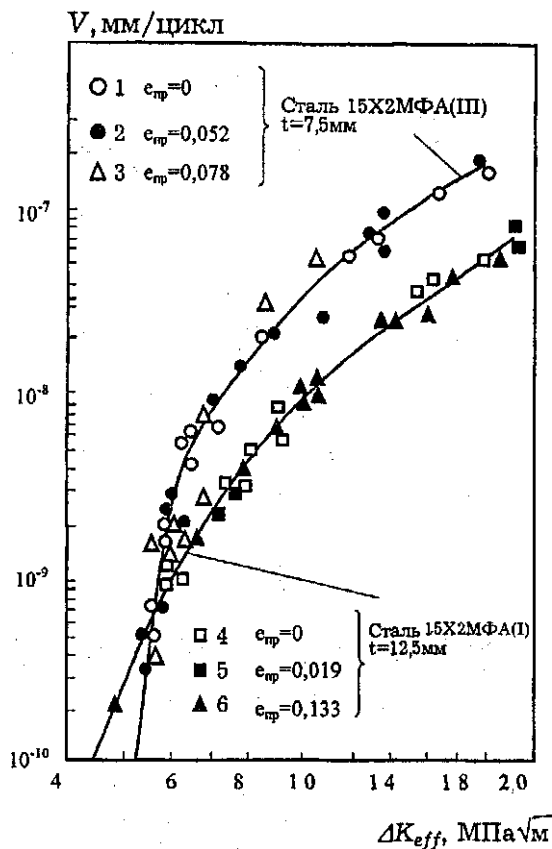


Рис. 78. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА відносно ефективного розмаху КІН

На рис. 79 представлено експериментальні дані про вплив відстані від вершини тріщини r на відношення $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ для сталі 15Х2МФА(II) при різних попередній деформації [190]. Незалежно від попередньої пластичної деформації ($e_{pr} = 0 \dots 0,78$) вказані експериментальні дані при $r < 2,5$ мм описує єдина лінійна залежність. Ця обставина може бути використана для визначення розмаху розкриття вершини тріщини за результатами вимірювання переміщення берегів тріщини на деякій довільній відстані від її вістря. Слід відзначити, що побудована залежність $\Delta\delta/K_{eff}-r$ справедлива

$\Delta\delta/\Delta K_{eff}, \text{мм}/\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$

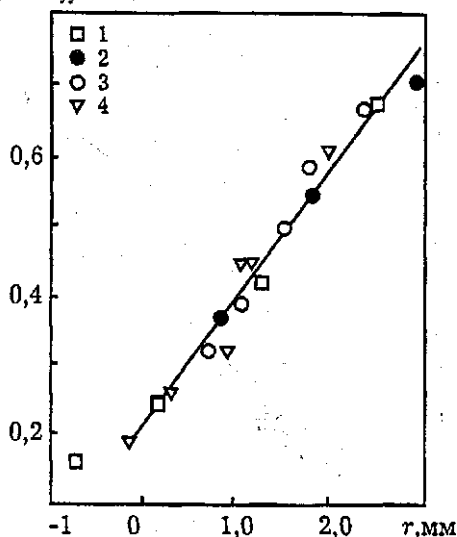


Рис. 79. Залежність $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ для сталі 15Х2МФА(III) при 293 К і $R=0$.
 $\epsilon_{np}=0$ (1); 0,031 (2); 0,052 (3); 0,078 (4); $l=11,8\ldots 35,3$ мм,
 $K_{max}=16\ldots 35,3$ МПа√м

тільки за відсутності на правій ділянці діаграми P - δ нелінійності, пов'язаної з пластичним затупленням вершини тріщини [101]. В іншому випадку розкриття тріщини, обчислене з використанням вказаної залежності, виявиться заниженим. З аналізу залежності $\Delta\delta/\Delta K_{eff}$ - r можна зробити висновок, що при циклічному навантаженні як де-формаційний підхід (розкриття тріщини), так і силовий (K_{IH}) з урахуванням закриття тріщини (ΔK_{eff}) мають однакові можливості опису тріщинозривності сталі 15Х2МФА(III) при $K < 35$ МПа√м.

У сталі 15Х2МФА(I) при 183 К і 15Х2МФА(III) при 293 К як у первісному, так і у деформованому стані на правій ділянці спостерігається нестабільний розвиток тріщини втоми [23]. При цьому параметром переходу від стабільного до нестабільного (стрижкового) РВТ може слугувати критична швидкість росту тріщини втоми $V_{кр}$ [193]. Збільшення попередньої пластичної деформації істотно знижує критичну

швидкість РВТ (див. табл. 8). На рис. 80 зображена залежність довжини крихкого стрибка тріщини Δl_c^i від критичного КІН K_{fc}^i для сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К. Помітно, що збільшення попередньої деформації від 0 до $e_{np} = e_B = 0,052$ при фіксованому значенні K_{max} майже вдвічі зменшує довжину крихкого стрибка тріщини. Подальше збільшення попередньої пластичної деформації ($e_{np} > e_B$) до 0,072 збільшує довжину стрибка тріщини більш ніж вдвічі порівняно з Δl_c^i при $e_{np} = e_B$.

Відповідно до [139] довжина крихкого стрибка тріщини при значеннях $K_{fc}^i < K_{Dc}$ визначається розміром зони пошкодження d_i за формулою (36).

Попереднє пластичне деформування до рівня $e_{np} < e_B$ зміцнює матеріал і, ймовірно, збільшує його циклічну межу пропорційності σ_{nc}^H . За формулою (36) це зменшує зону пошкодження і разом з тим зменшує довжину стрибка тріщини при однаковому значенні критичного КІН K_{fc}^i .

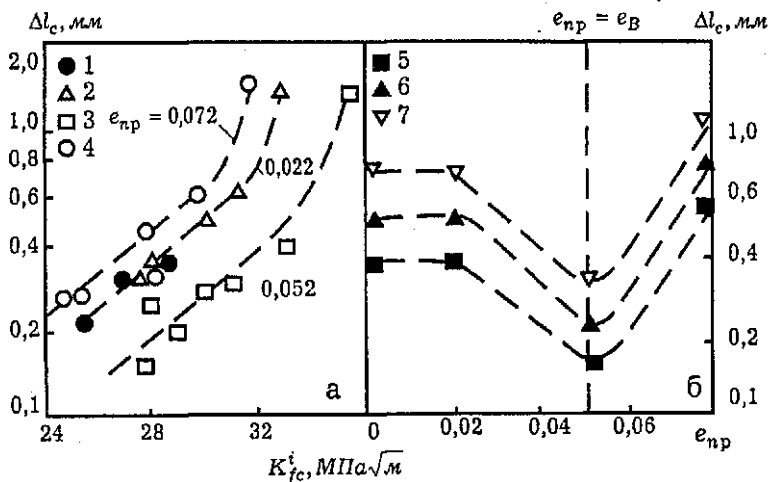


Рис. 80. Залежність довжини крихкого стрибка тріщини в сталі 15Х2МФА(ІІІ) від критичного КІН (а) і e_{np} (б): $e_{np}=0$ (1); 0,022 (2); 0,052 (3); 0,072 (4); $K_{fc}^i=28$ (5), 30 (6), 32 МПа $\sqrt{м}$ (7)

Вплив одноразової пластичної деформації на циклічну тріщинотривкість при 293 К

№ п/п	Матеріал, літературне джерело	$\sigma_s/\sigma_{0,2}$	Попередня деформація			t , мм	V	ΔK , МПа $\sqrt{м}$	Фор- мула
			Вид	Міра дефор- мації, мм/мм	Відпал				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	7475 [427]* ¹ [318]*	1,52	-	0	-	1,0	-	7...36	(84)
			хв	0,1	373К, 1 год	-	3,0 (3,0)* ²	8...40	
			-	0,2	-	-	4,0(6,0)* ²	-	(84)
2	7475 [345]	1,67	-	0	-	2,5	-	10	(84)
			хв	0,11	-	-	1,1	-	
			-	0,22	-	-	3,0	-	
			-	0,31	-	-	3,5	-	
3	2024 [423] [318]	1,5	-	0	-	3,0	-	20	(83)
			p	0,03	-	-	1,8	-	
4	Алr6 [113,313]	2,03	-	0	-	2,3	-	12,4	
			хв	0,30	-	5,0	2,6	-	
			-	0,45	-	-	13,0	-	
5	99,95 % Cu [369]	3,93	-	0	-	6,35; 9,0	-	6,0	
			хв	0,11	-	-	3,3* ⁴	-	
			-	0,31	-	-	10* ⁴	-	
6	Залізо 0,035%С [74]	1,32	-	0	-	15	-	10	
			хв	0,25	-	-	0,13	-	
			-	0,50	-	-	0,13	-	
7	0,67 %С [246]	2,01	-	0	-	5,0	-	30...45	(83)
			хв	0,01	-	-	2,0	-	
			-	0,01	-	-	2,0	-	

Продовження табл. 9

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
8	DOCOL 450DL 0,04C; 0,04S; 1,15Mn; 0,50Cr; 0,05Al; 0,18P; 0,005S; 0,006N [467]	2,00*3	- хв "-	0 0,05 0,20	- - -	1,1 "- "-	- 0,57 0,50	20 "- "-	
9	DOCOL 450DL Хім.склад цей же [467]	1,48*3	- хв "-	0 0,05 0,20	498 K - -	1,1 "- "-	- 0,4 0,24	20 "- "-	
10	15X2МФА (I)	1,21	- р "-	0 0,092 0,132	- - -	12,5 "- "-	- 0,6 0,6	20 "- "-	(53)
11	15X2МФА (II)	1,09	- р "-	0 0,052 0,078	- - -	7,05 "- "-	- 0,33 0,33	16 "- "-	(53)
12	Сплав 1201 [75]	1,48	- р "- "-	0 0,01 0,03 0,05	- 448K, 16год "- "-	2,5...5 "- "- "-	- 0,707 0,760 0,834	15 "- "- "-	(83)

Закінчення табл. 9

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
13	0,20C; 0,15Si; 0,42Mg; 0,015P; 0,02Si; Решта Fe [304]	1,38	- p "-	0 0,06 0,09	- "- -	1,0 "- "-	- 0,628 0,428	12,4	(83)
14	Сталь B2772 0,14C; 1,5Mn [274]	-	- p "- "- "- "-	0 0,02 0,04 0,06 0,08 0,10	- - - - - -	12,5	-	-	(83)
15	AMr6	- p	0 0,10	- -	- -	12,0 12,0	- 10,0	-	(53)

хв - холодне вальцювання;

p - розтяг;

*1 - у дужках вказане джерело, звідки взята характеристика;

*2 - дослідження проводили у вакуумі;

*3 - умовний поріг текучості визначали при допуску на пластичну деформацію 0,1 %;

*4 - $R = K_{\min} / K_{\max} = 0,3$.

Збільшення ж довжини крихкого стрибка тріщини (рис. 80) пов'язане з наступною зміною міцнісних властивостей сталі і особливостей структури матеріалу (появою мікрошпар) [58].

Аналіз результатів, отриманих у працях [30,74,75,95, 113,136,170,233,246,274,297,304,340,345,369,389,395,423,427, 456, 467], а також даних табл. 9 дає змогу стверджувати, що попереднє навантаження неоднозначно впливає на швидкість РВТ не тільки у матеріалах різних класів (алюмінієві сплави, мідь, вуглецеві та нержавкі сталі), але в окремих випадках у матеріалах одного і того ж класу.

У вищезазначених працях, з котрих були запозичені дані циклічної тріщинотривкості сталей, пластичну деформацію під час розтягу визначали виразом

$$\Delta \varepsilon_{np} = \Delta a / a, \quad (83)$$

де Δa - абсолютне видовження; a - база вимірювання.

У випадку вальцювання міру обтискування обчислювали на основі форми

$$\varphi_{np} = \ln \frac{X_1}{X_0}, \quad (84)$$

де X_0 та X_1 - товщина пластини до і після вальцювання відповідно.

Чутливість швидкості РВТ до одноразової пластичної деформації оцінювали коефіцієнтом

$$\bar{V} = V_{np} / V_{вих}, \quad (85)$$

де $V_{np}, V_{вих}$ - відповідно швидкість РВТ в деформованому і первісному матеріалі.

В табл. 9 наведено діапазон швидкості РВТ для вихідного матеріалу, в якому відзначається однаковий характер впливу попередньої пластичної деформації на швидкість РВТ, а також розмах КІН, при якому визначається коефіцієнт \bar{V} .

Існуючі дані щодо впливу одноразової пластичної деформації на пороговий КІН є менш повними як по кількості, так і по охопленню різних класів матеріалів порівняно з даними про швидкість РВТ [274,303,345,369]. Збільшення

деформації (рис. 81) (холодне вальцювання, розтяг) приводить до зниження порогового КІН міді ($\sigma_B/\sigma_{0,2} = 3,93$) при $R=0,1$; $0,3$, алюмінієвого сплаву 7475 ($\sigma_B/\sigma_{0,2} = 1,67$), сталі з $0,14\%C$, а також сталі 15Х2МФА(III) ($\sigma_B/\sigma_{0,2} = 1,09$) при $e_{np} > e_B$, проте підвищує пороговий КІН заліза ($\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,32$), сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(II) при $e_{np} > e_B$. Пороговий КІН сталі 15Х2МФА(I) при $e_{np} > e_B$ практично не залежить від попереднього деформування.

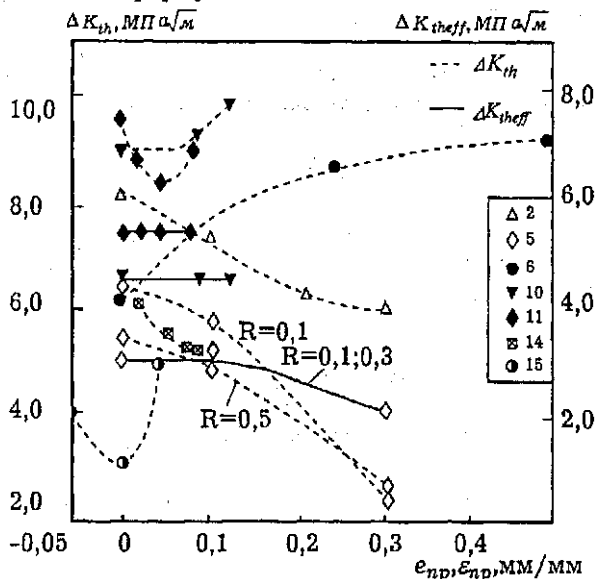


Рис. 81. Залежність порогового ΔK_{th} і ефективного порогового розмаху $\Delta K_{th_{eff}}$ від попередньої пластичної деформації. Номер символу відповідає порядковому номеру в табл. 9

Оскільки попереднє пластичне деформування збільшує межу текучості матеріалу, то, враховуючи відомі дані про залежність порогового КІН конструкційних сплавів різних класів від порогу текучості, можна зробити висновок, що із збільшенням попереднього пластичного деформування характеристика ΔK_{th} буде зменшуватись [157].

Отримане відхилення від вказаної залежності для сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) при $\epsilon_{np} > \epsilon_B$, а також для заліза пов'язано з особливостями формування структури в процесі попереднього пластичного деформування. Як відзначалось вище, при розтягу зразків зі сталі 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) при $\epsilon_{np} > \epsilon_B$ відбувається зародження і ріст шпар від включень [58]. На припороговій ділянці ДВР, коли розмір пластичної зони в околі вістря тріщини менший ніж розмір структурного параметра (розмір зерна), шпари, взаємодіючи з магістральною тріщиною, будуть затуплювати її вістря і, тим самим, збільшувати пороговий КІН. Аналогічний вплив на умови формування порогового КІН ΔK_{th} має розтріскування карбідних частинок при холодному вальцюванні заліза [74].

Таким чином, можна припустити, що, незалежно від матеріалу (циклічно зміцнювальний, знеміцнювальний чи стабільний), попереднє пластичне деформування при відсутності утворення шпар чи мікророзтріскування, негативно впливає на пороговий КІН ΔK_{th} і припорогову швидкість РВТ.

Одним з основних факторів, що впливають на формування порогового КІН, є закриття тріщини, котре істотно залежить від структури матеріалу.

Для дослідженого діапазону попередньої деформації сталей 15Х2МФА(І), 15Х2МФА(ІІІ) і міді при $R = 0,1$ і $0,3$ [369] $\Delta K_{th,eff}$ є інваріантним відносно ϵ_{np} .

Проте для технічно чистої міді (99,99%) ефективний пороговий КІН при холодному вальцюванні не залежить від ϵ_{np} тільки при обтиску, меншому за 10%. Подальше збільшення обтиску до 30% знижує $\Delta K_{th,eff}$. Це можна пояснити тим, що поряд з закриттям тріщини на пороговий КІН матеріалу впливає затуплення її вістря, релаксація напружень пов'язана з викривленням фронту тріщини, а також розмах порогового напруження [157].

На рис. 82 зображена зміна показника m в рівнянні Періса для середньої ділянки ДВР для різних конструкційних сплавів залежно від попереднього пластичного деформування і від порогу текучості. Вказані графіки побудовані за результатами досліджень, отриманими автором, а також з використанням літературних даних.

Для алюмінієвих сплавів, а також маловуглецевих і середньовуглецевих сталей в пластичному стані попереднє пластичне деформування не впливає на кут нахилу

залежності $\lg V - \lg \Delta K$ до осі абсцис або дещо зменшує його. Одночасно для окриженої сталі 15Х2МФА(III) (температура в'язко-крихкого переходу дорівнює 393К), а також рейкової сталі (0,67%С) [246], перед повним руйнуванням яких під час циклічного навантаження мають місце стрибки тріщини, пластична деформація збільшує m .

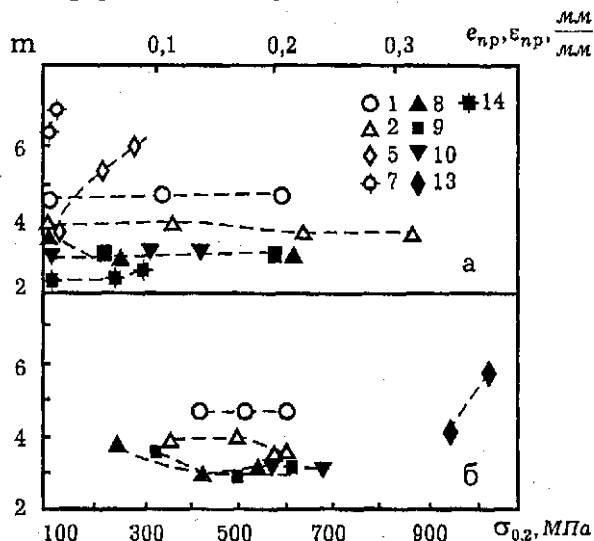


Рис. 82. Залежність показника m у рівнянні Періса (43) від попередньої пластичної деформації (а) і порогу текучості (б). Номер символа відповідає порядковому номеру в табл. 9

На основі вищесказаного можна зробити висновок, що попереднє пластичне деформування майже не впливає на величину показника m для конструкційних сплавів, у яких відсутній поріг холодноламкості, чи при температурі вищій від температури в'язко-крихкого переходу. Проте для конструкційних сталей при температурі, нижчій за температуру в'язко-крихкого переходу попередня пластична деформація збільшує показник m .

3.5. Попередня циклічна пластична деформація матеріалу без тріщин

Дослідження впливу попередньої циклічної пластичної деформації на швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІ) при 293 К проводили відповідно до методики, викладеної в п. 3.1. Товщина зразків становила 14мм для сталі 15Х2МФА(ІІ) і 12,3 мм - для сталі 15Х2МФА(І).

Параметри циклічної тріщинотривкості наведені в табл. 10. За однакової амплітуди пружнопластичної деформації ($\varepsilon_a = 0,3; 0,4; 0,7 \%$) збільшення відносного напрацювання майже у всіх випадках не впливає або дещо знижує швидкість РВТ порівняно з неушкодженим матеріалом (рис. 83). Тільки після напрацювання $\bar{N} = 0,3$ при $\varepsilon_a = 0,3 \%$ швидкість РВТ збільшується.

$$V, \frac{m}{цикл}$$

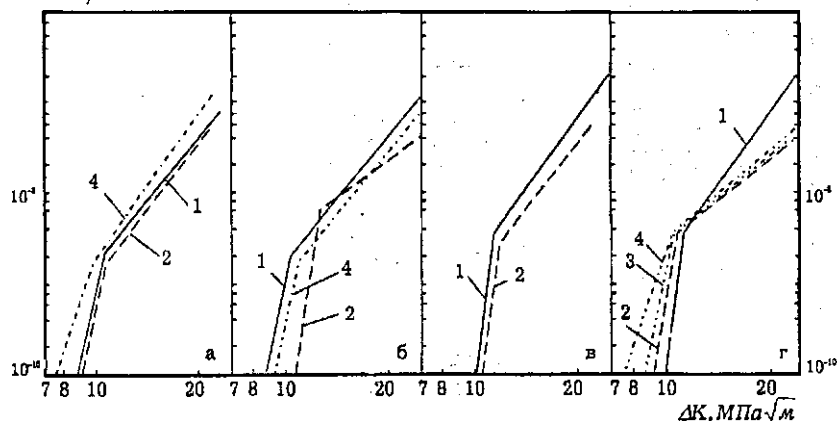


Рис. 83. ДВР сталі 15Х2МФА(І) (а-в) і 15Х2МФА(ІІІ) (г); $\varepsilon_a = 0,3$ (а); $0,45$ (в); $0,7\%$ (б, г); $\bar{N} = 0$ (1); $0,3$ (2); $0,6$ (3); $0,85$ (4)

Для сталі 15Х2МФА(ІІІ) спостерігається дещо інший характер впливу попереднього циклічного напрацювання на швидкість росту тріщини. Зі збільшенням \bar{N} при $\varepsilon_a = 0,7 \%$ швидкість РВТ збільшується на припороговій ділянці ДВР і зменшується на середній. Вплив амплітуди попередньої деформації на швидкість росту тріщини в сталі 15Х2МФА(І)

Таблиця 10

Характеристики циклічної тріщинотривкості сталі 15Х2МФА після попереднього циклічного навантаження

Сталь 15Х2МФА	ε_a , %	\bar{N}	ΔK_{th} , МПа $\sqrt{м}$	V- ΔK		Коефіцієнт кореляції, ρ	Діапазон зміни швидкості РВТ, м/цикл	$V_{кр}$, м/цикл
				m	C м/цикл (МПа $\sqrt{м}$) m			
I	0	0	8,9	4,70	2,76·10	0,927	3,0·10 ⁻¹⁰ ... 3,2·10 ⁻⁸	-
	0,3	0,3	9,1	4,17	1,91·10	0,978	4,2·10 ⁻¹⁰ ... 4,9·10 ⁻⁸	-
	0,3	0,85	7,9	6,07	9,85·10	0,942	1,6·10 ⁻¹⁰ ... 3,0·10 ⁻⁸	-
	0,45	0,85	8,3	3,22	3,13·10	0,957	5,8·10 ⁻¹⁰ ... 8,0·10 ⁻⁸	-
	0,7	0,3	10,1	1,45	2,34·10	0,972	7,0·10 ⁻¹⁰ ... 2,3·10 ⁻⁸	-
	0,7	0,85	9,3	3,90	2,49·10	0,978	4,2·10 ⁻¹⁰ ... 1,9·10 ⁻⁷	-
III	0	0	10,1	5,16	8,56·10	0,962	4,9·10 ⁻¹⁰ ... 2,4·10 ⁻⁷	2,0·10 ⁻⁷
	0,45	0,3	10,1	4,05	8,1·10	0,853	1,2·10 ⁻⁹ ... 1,8·10 ⁻⁸	-
	0,7	0,3	9,6	4,16	8,46·10	0,969	8,5·10 ⁻¹⁰ ... 3,6·10 ⁻⁸	5,4·10 ⁻⁸
	0,7	0,6	8,0	2,62	8,81·10	0,901	3,6·10 ⁻⁹ ... 1,2·10 ⁻⁷	-
	0,7	0,85	7,9	3,23	1,48·10	0,897	4,9·10 ⁻¹⁰ ... 2,5·10 ⁻⁸	9,1·10 ⁻⁸

істотно залежить від напрацювання (рис. 84). Якщо при $\bar{N}=0,3$ збільшення ε_a від 0 до 0,7 % знижує швидкість РВТ, то при максимальному напрацюванні ($\bar{N} = 0,85$) з амплітудою деформації $\varepsilon_a = 0,3$ і 0,45 % швидкість РВТ більша, а при $\varepsilon_a = 0,7\%$ менша, ніж в недеформованому матеріалі. Неоднозначність впливу амплітуди деформації на швидкість РВТ при мінімальному напрацюванні характерна і для сталі 15Х2МФА(III).

Спільним для наведених даних швидкості РВТ в сталях 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) є те, що найбільш чутливою до попереднього циклічного навантаження є припорогова ділянка ДВР. У ній збільшення напрацювання, як правило, зменшує пороговий КІН (рис. 85). Проте для сталі 15Х2МФА(III) пороговий КІН після циклічного напрацювання більший, ніж у матеріалі первісного стану.

$\Delta K_{th}, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$

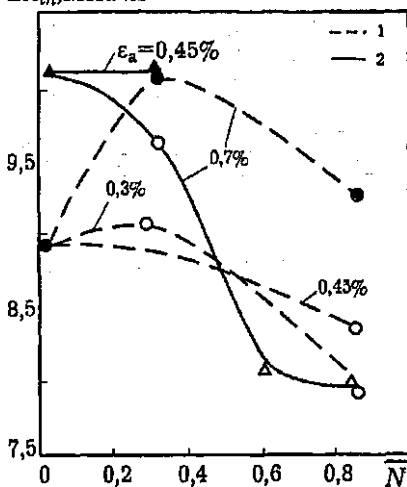


Рис. 85. Залежність розмаху порогового КІН сталі 15Х2МФА(I) (1) і 15Х2МФА(III) (2) від попереднього циклічного навантаження

Під час аналізу отриманих закономірностей з позицій закриття тріщини досить важливо виявити, як змінюється КІН відкриття тріщини. Зі збільшенням розмаху КІН спостерігається монотонне збільшення K_{op} для обох сталей (рис. 86, 87). ДВР сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) з різним напрацюванням зображені на рис. 88, 89 в осях $V-\Delta K_{eff}$. Для кожної сталі, без огляду на амплітуду деформації і циклічне напрацювання існує єдина залежність швидкості РВТ від ефективного розмаху КІН. Тому можна зробити висновок, що вплив попереднього циклічного (так само як і

одноразового) пластичного деформування на швидкість РВТ в сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) обумовлений головним

чином зміною напружено - деформованого стану в області вістря тріщини.

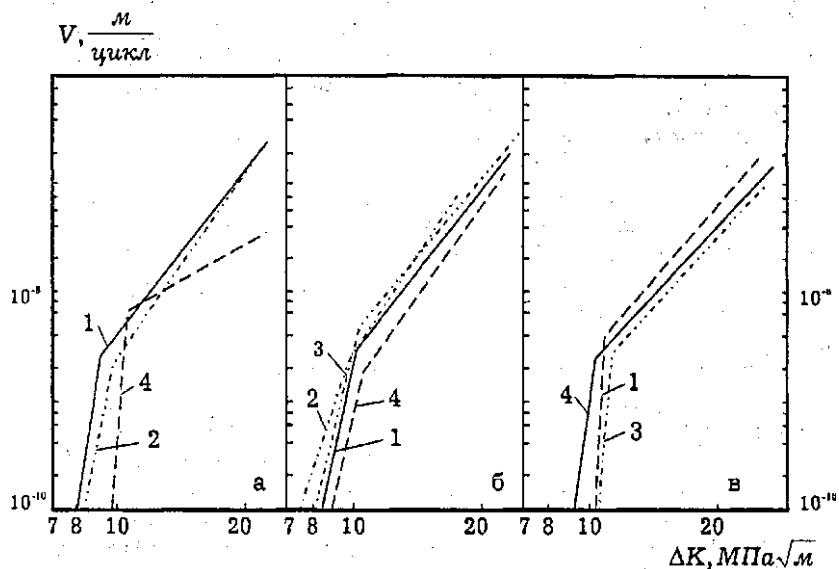


Рис. 84. ДВР сталі 15X2MΦA(I) (а, б); 15X2MΦA(III) (в). $\bar{N}=0,3$ (а, в); 0,85 (б); $\epsilon_a=0,1; 0,3$ (2); 0,45 (3); 0,7% (4)

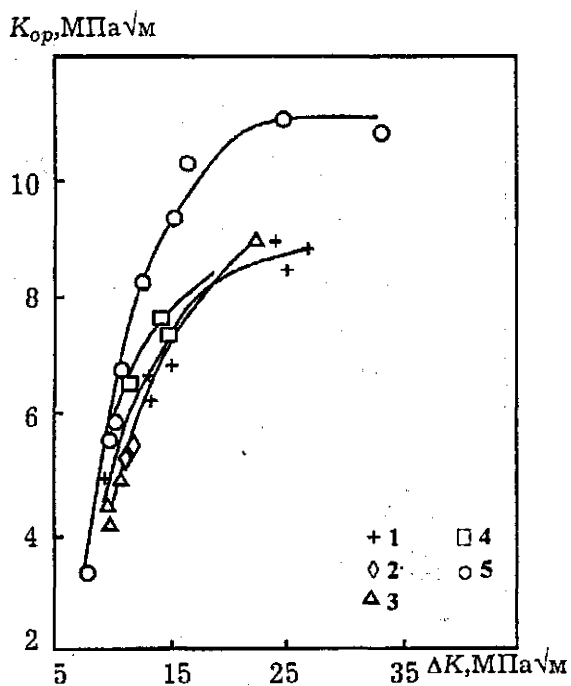


Рис. 86. Залежність K_{op} від ΔK для сталі 15X2MФА(I) при 293K. $\epsilon_1=0$ (1); 0,3(2,3); 0,7% (4,5); $\bar{N}=0$ (1); 0,3 (2); 0,6 (4); 0,85 (3,5)

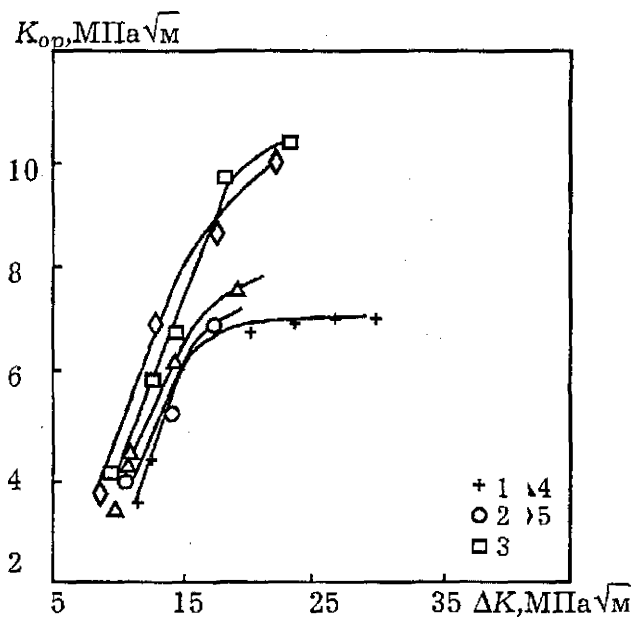


Рис. 87. Залежність K_{op} від ΔK для сталі 15X2MΦA(III) при 293K. $\varepsilon_a=0$ (1); 0,45(2); 0,7% (3-5); $\bar{N}=0$ (1); 0,3 (2,3); 0,6 (4); 0,85 (5).

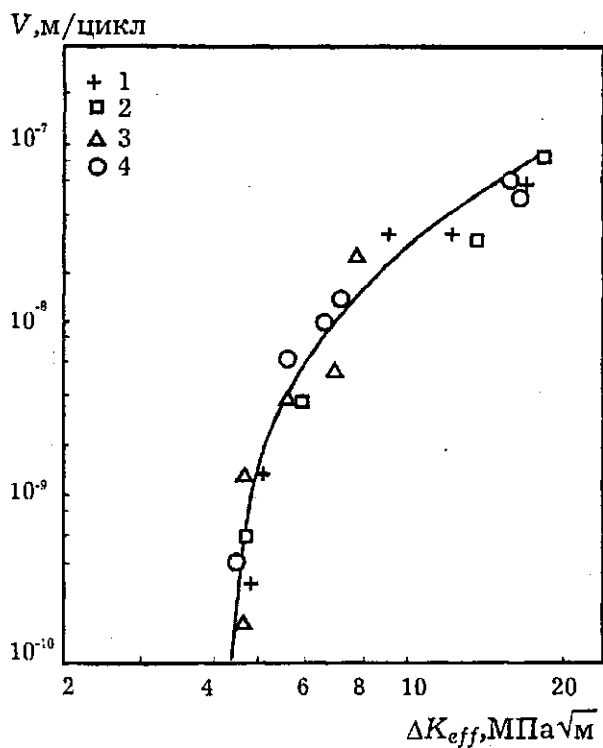


Рис. 88. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МΦА(І) від ефективного розмаху КІН при 293К, $r=12,5$ мм. $\epsilon_a=0$ (1); 0,3 (2); 0,45 (3); 0,7% (4); $\bar{N}=0$ (1); 0,85 (2-4)

V , м/цикл

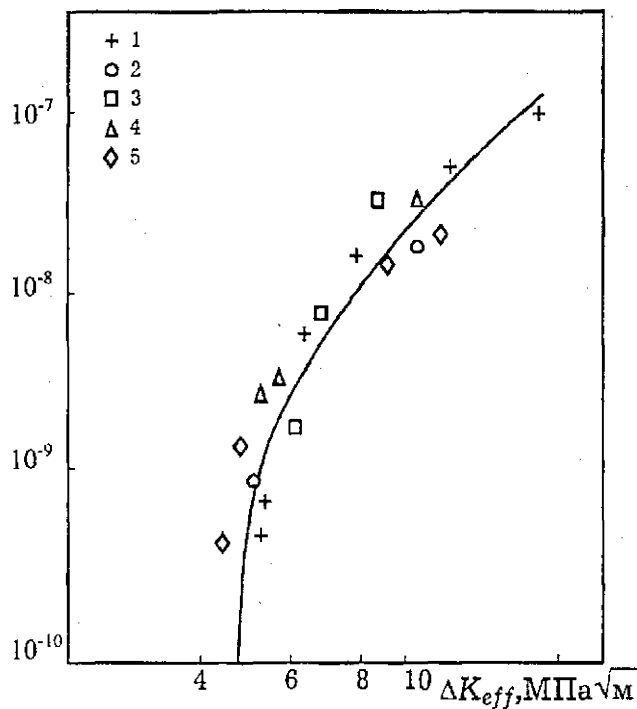


Рис. 89. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(III) від ефективного розмаху КІН при 293К, $t=14$ мм. $\epsilon_a=0$ (1); 0,45 (2); 0,7% (3-5); $\bar{N}=0$ (1); 0,3 (2,3); 0,6 (4); 0,85 (5)

ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ ЗА СТАТИЧНОГО ТА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Попередня одноразова пластична деформація. Пластична деформація приводить до зменшення пластичності і окрихчення матеріалу. Це знаходить вияв у зменшенні залишкового видовження при руйнуванні [37,75,113], збільшенні твердості [181,474] і температури в'язко-крихкого переходу [414,449], а також в зниженні опору в'язкому і крихкому руйнуванню конструкційних сплавів [14,32,34,75,77, 113,226,279,343,355,411,414].

На основі дослідження впливу різних способів холодної обробки з подальшим старінням (523 К, 1 год) на критичне розкриття тріщини при статичному навантаженні і ударну в'язкість сталей SB49, SM50B, SM41B в діапазоні температур 123...353 К виявлено таке [79]. Попередній стиск істотно знижує критичне розкриття тріщини δ_c . Причому старіння посилює ефект попереднього деформування. Наприклад, якщо попереднє деформування стиском до 10% зменшує критичне розкриття тріщини в сталі SB49 при 193 К приблизно у 5 разів, то старіння при 523 К (1 год) після вказаного деформування знижує δ_c більш ніж у 30 разів порівняно з первісним станом матеріалу. При цьому зсув температурних залежностей сталі SB49 становить приблизно 90 К.

В окремих випадках одноразова пластична деформація неоднозначно впливає на температурну залежність ударної в'язкості [92]. Холодне вальцювання (на 60%) зменшує ударну в'язкість листової сталі з 0,45 до 0,17 Дж/мм² на верхньому шельфі і не впливає на ударну в'язкість на нижньому.

Різний характер впливу попередньої деформації на ударну в'язкість зразків з надрізом відзначений також у праці [331]. При обтиску 25% знижується ударна в'язкість і збільшується температура крихкості $T_{кр}$ (зсув температури крихкості становить 35 К) порівняно з недеформованим матеріалом. Для вищих мір обтиску, які лежать за межами практично використовуваних в промисловості, $T_{кр}$ знижується. Це пояснюють утворенням рівномірної субструктури.

Такий ефект спостерігали на трубних сталях С-1016, С-1060, С-1040, А-8030, які піддавали нормалізації перед волочінням.

Одним з показників технологічності сталей і зварних з'єднань, які піддаються під час виготовлення вузлів пластичному деформуванню (наприклад, вальцюванню), є міра їх схильності до деформаційно-теплого окрихчування. Причому найбільш небезпечною для металу, що працює при розтягу, є попередня деформація стиску [201].

Холодне обтискування до 2,5...3,0 %, а також у поєднанні з наступним нагрівом (до 523 К, 1 год) не окрихчує металу зварного шва, виконаного дротом марки Св-12Х2Н2МФАА діаметром 5 мм з флюсом ФЦ-16 і зони термічного впливу сталі 15Х2НМФАА [105]. Проте збільшення пластичної деформації до 5...6 % підвищує температуру крижкості $T_{кр}$ металу шва і зони термічного впливу на 25...40 К порівняно з недеформованим станом. Наступний відпуск (523 К, 1 год) забезпечує відновлення критичної температури крижкості вказаних зон зварного з'єднання до початкового рівня [105].

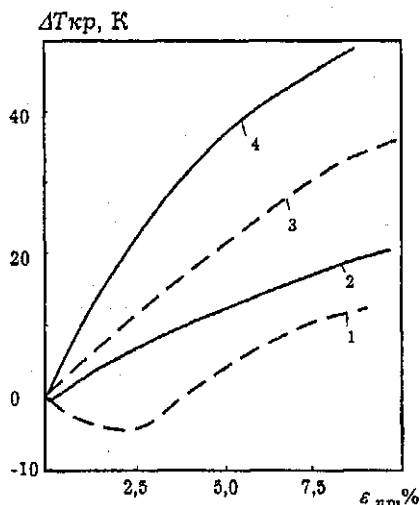


Рис. 90. Вплив попередньої одноразової пластичної деформації і старіння на зсув температури в'язко-крихкого переходу в сталі [67]: 1 - попередня деформація розтягу; 2 - попередня деформація стиску; 3 - розтяг і штучне старіння; 4 - стиск і штучне старіння

Відомо, що попереднє деформування розтягом найістотніше впливає на температуру крижкості киплячої або напіврозкисненої сталі, і майже не впливає на $T_{кр}$ сталі з високим вмістом марганцю і низьким вмістом вуглецю [67]. Великого значення набуває також температура і напрямок прикладених для попереднього деформування зусиль. Крижкість матеріалу розвивається особливо інтенсивно під впливом деформації стиску, а також при температурі попереднього навантаження 570 К (рис. 90) [67]. Спочатку при

збільшенні попередньої деформації температура в'язко-крихкого переходу різко підвищується, проте при деформації стиску 20...30 % досягається насичення і після цього спостерігається тенденція до зниження $T_{кр}$ [67].

Збільшення пластичної деформації, зумовлене холодною або гарячою обробкою (наприклад, при волочінні дроту), супроводжується зниженням температури в'язко-крихкого переходу [295,319,398,421]. Проте в деяких випадках зафіксовані середні деформації, які зумовлюють підвищення температури переходу [341,419]. Авторами праці [62] виявлено, що після гарячого вальцювання в'язкість руйнування арматурної сталі 80 С (0,79% С; 0,67% Si; 0,021% Ti; 0,036% S; 0,013% P) ($\sigma_{0,2}$ =670 МПа, σ_s =1060 МПа) залежить від тривалості вилежування. Якщо через добу в'язкість руйнування K_{Ic} мінімальна, то з подальшим вилежуванням в'язкість руйнування збільшується і через 30 діб досягає первісного рівня. Слід відзначити, що різниця між мінімальною і максимальною в'язкістю руйнування у вказаних дослідях [62] незначна і становить близько 16%.

Аналогічним є характер зміни в'язкості руйнування K_{Ic} від тривалості попереднього навантаження на повітрі і у воді, який для титанового сплаву ВТ14 отриманий у праці [130]. Мінімальне значення в'язкості руйнування відповідало витримці 15 год у воді і приблизно 5 год на повітрі.

Цікавими є також результати дослідження впливу наклепу на в'язкість руйнування кристалів кремнію [181]. Збільшення деформації до 28% супроводжується підвищенням твердості з одночасним збільшенням в'язкості руйнування K_{Ic} (на 20%), підвищенням ефективної енергії руйнування і температури холодноламкості на 50 К.

Практично не виявлено впливу попереднього пластичного деформування ($\varepsilon_{пр}$ =1,7...8%) на критичний КІН хромо-нікельмолібденової сталі підвищеної міцності [88].

Проте в окремих випадках вплив попередньої деформації на опір крихкому руйнуванню не є однозначним. Наприклад, попередня пластична деформація залежно від величини приводить і до збільшення, і до зниження температури в'язко-крихкого переходу та в'язкості руйнування сталі при статичному навантаженні [14,226,414].

Загалом попередня одноразова пластична деформація різним чином впливає на характеристики в'язкості руйнування при статичному, циклічному та динамічному навантаженні.

Наприклад, для ферито-перлітної сталі [34], на відміну від динамічної в'язкості руйнування, яка зі збільшенням пластичної деформації зменшується, характеристики статичної і циклічної в'язкості руйнування змінюються коливанням: при обтисканні до 17% спершу спостерігається їх збільшення і тільки потім зменшення. Кількісні дослідження структури і поверхні втомних зламів свідчать про те, що в недеформованій сталі крок борозенок обмежений поперечним розміром комірок, отриманих внаслідок холодної пластичної деформації. Тобто втомна тріщина не створює своєї критичної дислокаційної структури, а лише доводить до критичного стану коміркову субструктуру, вже наявну в сталі [34].

Попередня циклічна пластична деформація. Попереднє циклічне навантаження, так само як і одноразове, істотно впливає не лише на характеристики механічних властивостей матеріалу і швидкість РВТ, але й на опір крихкому руйнуванню [18,19,53,54,164], ударну в'язкість [39,89,100,150, 199,212,385, 445], температуру в'язко-крихкого переходу [199]. Слід відзначити, що на фоні загального інтенсивного розвитку механіки руйнування цій проблемі приділялося надто мало уваги. Відсутні узагальнюючі підходи, що враховують вплив циклічного напруження на в'язкість руйнування конструкційних сплавів.

Виявлено, що попереднє циклічне навантаження істотно впливає на схильність сталі до холодноламкості [39,89]. Зі збільшенням кількості циклів та амплітуди навантаження внаслідок підвищення верхнього порогу холодноламкості [445] розширюється інтервал перехідних температур. Підвищений розкид ударної в'язкості до появи втомної тріщини свідчить, що пошкодження на ранніх стадіях циклічного навантаження пов'язане з розвитком субмікро- і мікроскопічних пошкоджень у структурі металу. Разом з тим вплив втомних тріщин на підвищення критичної температури крихкості залежить не лише від їх розміру, але й амплітуди напружень [100].

Помічено також, що робота зародження тріщини під впливом циклічного напруження зменшується, робота поширення тріщини - збільшується. Останнє пояснюється збільшенням від втоми густини дислокацій, які перешкоджають поширенню тріщини [39]. Інші дані свідчать [212], що робота поширення тріщини різко знижується, особливо під час накопичення пошкоджень, в умовах низьких

температур. Максимальне зменшення роботи руйнування спостерігалось в діапазоні циклічного деформування до 10% від загальної довговічності, що пояснюється підвищенням густини дислокацій [199]. Вказані дослідження виконані для сталі 16Г2АФ після попереднього циклічного навантаження при жорсткому симетричному циклі $R_\sigma = -1$.

Досить важливим є виявлення мінімальної амплітуди напружень, які окрихчують матеріал. Попереднє циклічне навантаження нижче межі витривалості ($\sigma_a = 250$ МПа) не приводить до окрихчування сталі St 52 [301]. Проте при $\sigma_a > 720$ МПа спостерігали сильне окрихчення, оцінене відношенням питомої роботи руйнування попередньо навантажених і ненавантажених зразків. Разом з тим в деяких випадках [67] зафіксоване збільшення температури в'язко-крихкого переходу при амплітуді напружень, нижчій від межі витривалості.

Результати експериментів на середньовуглецевій сталі [458] свідчать про те, що під впливом початкового циклу навантаження температура в'язко-крихкого переходу стрибково зростає, а з наростанням кількості циклів навантаження для більшості зразків вона починає знижуватися. Графічно цей процес зображений на рис. 91 [67]. Результуючу зміну $\Delta T_{кр}$ визначає суперпозиція залежностей зміни температури в'язко-крихкого переходу від накопиченої деформації і величини зерна.

Попереднє циклічне навантаження істотно впливає на опір крихкому руйнуванню при статичному навантаженні. Дослідження, виконані на сталях 22К і ТС при температурі 77 К після попереднього малоциклового навантаження при кімнатній температурі, свідчать про велике зниження критичних КІН зі збільшенням пошкодженості [98]. Причому після попереднього навантаження у симетричному циклі в'язкість

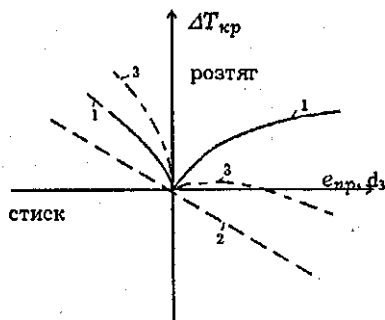


Рис. 91 Вплив попереднього циклічного навантаження на температуру в'язко-крихкого переходу [67]: 1 - вплив механічного зміцнення; 2 - вплив зміни величини зерна; 3 - сумарний вплив

руйнування залежить від напрямку деформування в останньому півциклі. Випробування зразків з основного металу (сталі 22 К) і металу ручного і електрошлакового зварного з'єднання показали, що мінімальні значення в'язкості руйнування отримують після останнього півциклу стиску, що пов'язане з утворенням залишкових напружень розтягу [98]. Ці дані вказують на необхідність врахування характеру циклічного навантаження конструкцій при оцінці опору крихкому руйнуванню.

Цікаві і, напевно, перші досліди в цьому напрямку описані у праці [52]. Циліндричні зразки з відпаленої сталі 20 (0,34%С) піддавали випробуванню на витривалість до різної кількості циклів навантаження в м'якому режимі при різній асиметрії циклу ($\sigma_{min}=80$ МПа). Після наперед заданого напрацювання з вказаних циліндрів вирізали спеціальні зразки з надрізом радіусом 0,025 мм, які випробовували на розтяг для визначення в'язкості руйнування K_{Ic} . Після напрацювання ($\sigma_a=380$ МПа і 410 МПа) залежність в'язкості руйнування від кількості циклів навантаження має чітко окреслений максимум. На думку авторів праці [52], збільшення в'язкості руйнування в початковий період пояснюється процесами зміцнення. Після певної кількості циклів навантаження починають переважати процеси пошкодження (початок утворення мікротріщин), що спричиняють різке зменшення в'язкості руйнування.

Отримане зниження критичного КІН K_{Ic} для сталей HT60 і SM41 від попереднього циклічного навантаження при $R_c=0$ [67]. Проте з досягненням певних значень енергії механічного зміцнення в'язкість руйнування K_{Ic} вже не залежить від циклічного напрацювання.

Для сталі 50ХН (аустенізація і гартування від 1090 К; відпуск при 570, 670 і 820 К) [161] отримане зниження в'язкості руйнування внаслідок циклічного тренування згином циліндричних зразків з зовнішнім кільцевим концентратором. Деформаційне старіння значно (до 30%) знижує в'язкість руйнування сталі. Окрихчувальний вплив старіння помітний як при високих, так і при низьких амплітудах навантаження, після низького і високого відпуску. При цьому найбільше деформаційне старіння знижує K_{Ic} низьковідпущеної сталі. Аналіз результатів щодо впливу циклічного тренування і разового перевантаження на в'язкість руйнування сталі 50ХН свідчить про підсумовування внеску обох видів наклепу в

пластичної деформації на опір крихкому руйнуванню при статичному, циклічному і динамічному навантаженнях, оскільки у цьому напрямку виконані лише окремі епізодичні роботи експериментального характеру. Були відсутні розрахункові методи, які дають змогу вірогідно оцінити вплив попередньої деформації на в'язкість руйнування при статичному навантаженні, не було праць, присвячених дослідженню впливу попереднього навантаження на циклічну в'язкість руйнування, яка для деяких матеріалів може бути значно нижчою від в'язкості руйнування при статичному навантаженні [183,184,220]. Бракувало обґрунтування методів підвищення тріщинотривкості матеріалів попереднім пластичним деформуванням.

В даному розділі детально досліджений вплив попереднього одноразового і циклічного пластичного деформування зразків без тріщини на в'язкість руйнування корпусних теплотривких сталей при статичному, циклічному і динамічному навантаженні. Попередня деформація розтягу була як нижчою, так і вищою від максимальної рівномірної деформації. Попередня циклічна деформація відповідала малоцикловій області навантаження ($N_T = 2 \times 10 \dots 5 \times 10$ циклів).

Виявлені закономірності впливу асиметрії циклу навантаження на циклічну в'язкість руйнування теплотривкої сталі при різному окрихненні.

4.1. Термічна обробка, що імітує радіаційне окрихнення

Проведено комплексне дослідження впливу окрихчування сталі 15Х2МФА термообробкою, що імітує радіаційне опромінення матеріалу корпусу реактора типу ВВЕР в області активної зони, на закономірності переходу від втомного до крихкого руйнування і температурні залежності в'язкості руйнування при статичному $K_{fc}(K_c)$ і циклічному K_{fc}^1 , K_{fc}^k навантаженнях [190]. Закономірності переходу від стабільного до нестабільного РВТ, а також характеристики в'язкості руйнування при циклічному і статичному навантаженні в діапазоні температур 77...623 К досліджували при позацентровому розтягу компактних зразків завтовшки 25 і 50 мм (див. рис. 39) відповідно до розроблених методик (п. 3.1) і нормативних документів.

старіння сталі. Отримана повна аддитивність внеску наклепу від циклічного і разового навантаження в старіння сталі, відпущеної при 670 K:

$$K'_{fc} + K''_{fc} = K_{fc} + K'''_{fc},$$

де K_{fc} - в'язкість руйнування безпосередньо після утворення тріщини; K'_{fc} - в'язкість руйнування безпосередньо після разового перевантаження; K''_{fc} - в'язкість руйнування після циклічного тренування і старіння; K'''_{fc} - в'язкість руйнування після разового перевантаження і старіння.

Вище розглядався вплив попереднього циклічного деформування на опір крихкому руйнуванню при статичному навантаженні. Дослідженню впливу попереднього циклічного напруження на в'язкість руйнування при циклічному навантаженні присвячено лише декілька праць [18,19,53].

Через відсутність впливу попереднього циклічного навантаження (при випробуванні гладких зразків на витривалість) на циклічну в'язкість руйнування (критичний КІН при доломі зразка K_{fc}), а також збіг значень K_{fc} і K'_{fc} , отриманий для деяких матеріалів, було запропоновано спосіб визначення в'язкості руйнування K_{fc} за результатами випробувань зразків на втомну міцність [53]. У наступних працях з'ясовано, що циклічна в'язкість руйнування може бути як вищою, так і нижчою від статичної в'язкості руйнування і є самостійною характеристикою матеріалу [185,193,202].

На основі дослідження закономірностей малоциклового руйнування отримано залежності циклічної в'язкості руйнування від накопиченої деформації ϵ_p і номінальних максимальних напружень циклу при різній асиметрії для сплаву ВТ9 [18,53]. Виявлено, що існує ділянка, де зі зменшенням σ_{max} і ϵ_p циклічна в'язкість руйнування збільшується. Проте починаючи з певного значення $\sigma_{max}(\epsilon_p)$ при заданій асиметрії циклу навантаження ($R_\sigma=0; -0,5; -1$) відбувається насичення K_{fc} [18,19]. Збільшення коефіцієнта асиметрії циклу від -1 до 0 зміщує вгору залежності $\epsilon_p - K_{fc}$ і $\sigma_{max} - K_{fc}$.

Проблема оцінки впливу попередньої одноразової і циклічної деформацій на опір крихкому руйнуванню конструкційних сплавів є дуже важливою з огляду на необхідність її врахування у розрахунках на міцність і довговічність. Разом з тим складність вказаної задачі полягає в практичній невизначеності впливу попередньої циклічної

На рис. 92-94 і в табл. 11 і 12 наведені результати дослідження впливу температури випробувань на в'язкість руйнування сталі 15Х2МФА у первісному (I) і окрихченому (III) станах при статичному і циклічному навантаженні, отримані при позацентровому розтязі зразків завтовшки 25 і 50 мм. Критичні КІН K_{fc}^I , K_{fc}^k визначали за циклічного навантаження при $R=0,1$ в умовах контрольованого розмаху навантаження і КІН K_{max} , що монотонно збільшується зі збільшенням довжини тріщини. Відомо, що для

циклічно знеміцнених матеріалів при температурі нижче температури в'язко-крихкого переходу критичний КІН K_{fc}^k збігається з динамічною в'язкістю руйнування [2,4,139].

Виявлено (рис. 92), що характеристики K_{fc}^I , K_{fc}^k і K_{Ic} спочатку з підвищенням температури до 240...270 К для сталі 15Х2МФА(I) і до 410...460 К для сталі 15Х2МФА(III) монотонно збільшуються, а потім вже не змінюються. Циклічність навантаження приводить до істотного (в 1,5...2,7 раза) зниження в'язкості руйнування K_{fc}^I порівняно з $K_{Ic}(K_c)$ у

K_{fc}^I , K_{fc}^k , K_{Ic} , МПа√м

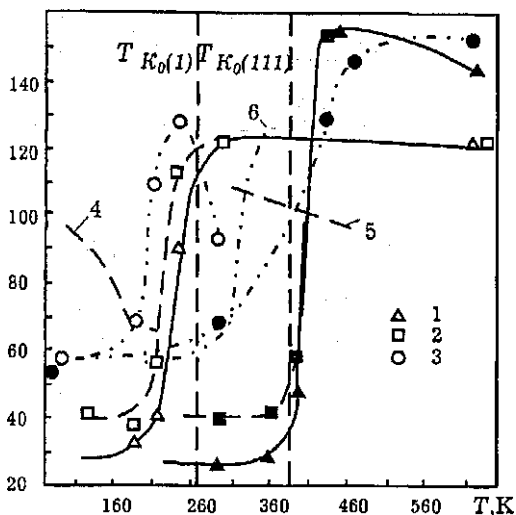


Рис. 92. Залежність характеристик в'язкості руйнування K_{fc}^I (1), K_{fc}^k (2), K_{Ic} (3) сталі 15Х2МФА(I) (ясні позначки) і 15Х2МФА(III) (темні точки від температури. 4, 5 - лінії, нижче яких виконується умова (20) - відповідно для сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III); 6 - розрахункова залежність в'язкості руйнування сталі 15Х2МФА(III) при статичному навантаженні. $T_{K0(I)}$, $T_{K0(III)}$ - температура крихкості сталі (I) і (III)

Середні значення характеристик в'язкості руйнування сталей і зварних швів ($t=25$ мм)

Матеріал	T, К	R	K_{fc}^I МПа $\sqrt{м}$	K_{fc}^k МПа $\sqrt{м}$	$K_Q^{5\%}$ МПа $\sqrt{м}$	K_Q^{max} МПа $\sqrt{м}$	K_{Jc} МПа $\sqrt{м}$	$K < \sigma_{0,2}(0,4t)^{1/2}$ МПа $\sqrt{м}$	K_{Jc}^I K_{fc}	Вид діаграми P-V
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
15Х2МФА (I)	93	-	-	-	-	56,4	56,4	97,3	-	лінійна
	123	0,1	27,3	32,9	-	49,5	49,5	87,1	1,81	-"
	183	0,1	33,9	39,2	68	78,0	68	69,6	2,05	нелінійна
	213	0,1	40,1	57,2	109	127	109	67,4	2,71	-"
	243	0,1	90,0	113	120	138	128	64,7	1,42	-"
	293	0,1	121	121	93	137	93	58,4	0,76	-"
	293	0,5	-	-	-	-	-	-	-	-
	293	0,75	103	103	-	-	-	-	-	-
	293	0,95	105	105	-	-	-	-	-	-
	623	0,1	121	121	-	-	-	54,5	-	-
15Х2МФА (III)	77	-	-	-	-	53,7	53,7	110	-	лінійна
	293	0,1	27,1	40	-	65,3	65,3	-	2,49	лінійна
	293	0,6	28,2	-	-	-	-	-	-	-
	293	0,8	28,0	-	-	-	-	-	-	-
	363	0,9	29,1	41,0	-	-	-	104	-	-
	363	0,9	48,9	57,6	-	103	103	-	2,10	лінійна
	433	0,1	157	157	129	185	129	-	0,82	нелінійна
	473	0,1	150	150	146	254	146	96,0	0,97	-"
	623	0,1	126	126	152	178	152	88,0	1,20	-"
	623	0,75	125	-	-	-	-	-	-	-
15Х2МФА (II)	293	0,1	37,0	55,4	-	81,0	81,0	-	-	лінійна
	293	0,7	37,0	-	-	-	-	-	-	-

Закінчення табл. 11

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Зварний шов Св-10ХМФТ (I)	93	-	-	-	-	40,5	40,5	-	-	лінійна
	103	-	-	-	-	42,0	42,0	-	-	"
	173	-	-	-	-	46,0	46,0	-	-	"
	223	-	-	-	-	60,0	60,0	-	-	"
	273	-	-	-	-	75,4	75,4	-	-	"
	293	0,1	104	104	-	93,8	93,8	42,2	0,902	нелінійна
	293	0,75	104	104	-	-	-	-	-	"
	323	-	-	-	90,1	148	-	-	-	"
	343	-	-	-	-	145	-	-	-	"
	363	-	-	-	74,5	136	-	-	-	"
Зварний шов Св-10ХМФТ (II)	293	0,1	35,7	62,0	-	61,3	61,3	-	-	лінійна
		0,75	36,6	-	-	-	-	-	-	"
Сталь 15Х2МФА- А	123	0,1	28,5	33,4	-	40,6	40,6	92,3	1,42	лінійна
	183	0,1	38,6	45,4	-	55,7	55,7	68,9	1,44	"
	243	0,1	115	115	94,6	146	-	61,6	1,27	нелінійна
	293	0,1	120	120	90,0	149	-	55,4	1,24	"

сталі 15Х2МФА(І) при температурі нижче 260 К і у сталі 15Х2МФА(ІІІ) при температурі нижче 410К.

Таблиця 12
Характеристики в'язкості руйнування матеріалів при статичному навантаженні
($t=50$ мм)*

Матеріал	T, К	$K_Q^{5\%}$, МПа $\sqrt{м}$	K_Q^{max} , МПа $\sqrt{м}$	K_{Ic} , МПа $\sqrt{м}$	Вид діаграми P-V	$\frac{K_Q^{5\%}}{K_Q^{max}}$
Сталь 15Х2МФА (ІІ)	293	-	81,3	81,3	лінійна	-
	373	160	186	-	нелінійна	1,16
	423	164	188	-	-	1,14
	573	140	173	-	-	1,23
Сталь 15Х2МФА (ІІІ)	293	-	47	47	лінійна	-
	373	168	172	168	нелінійна	1,03
	423	188	190	188	-	1,01
	573	135	160	-	-	1,18
Зварний шов Св-10ХМФТ	293	-	75	75	лінійна	-
	373	84,8	102	-	нелінійна	1,20
	423	127	156	-	-	1,23
	573	129	156	-	-	1,21

* Характеристики статичної тріщинотривкості відповідають мінімальним значенням (п.6.3)

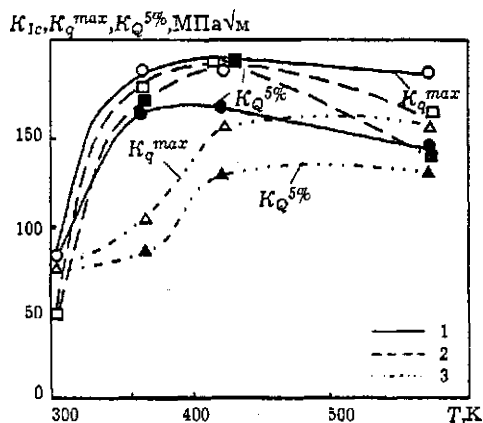


Рис. 93. Залежність критичних КІН K_Q^{max} (ясні позначки), $K_Q^{5\%}$ (темні точки) сталі 15Х2МФА(ІІ) (1), 15Х2МФА(ІІІ) (2) і зварного шва Св-10ХМТФ(ІІ) (3) при температурі випробувань; $t=50$ мм

Причому, якщо раніше стверджувалося, що температурні залежності K_{fc}^I , K_{fc}^K і K_{Ic} обох сталей мають яскраво окреслене нижнє плато, то наші дослідження в'язкості руйнування K_{Ic} при температурі 123 К показали, що нижнє плато в цих сталях відсутнє (рис. 92) [190]. Окрихчування сталі термообробкою призводить до зсуву температурних за-

лежностей величин

K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{fc} у бік високих температур приблизно на 165...180 К. Причому зсув температурних кривих K_{fc}^1 , K_{fc}^k еквідистантний, а кут нахилу температурної залежності K_{fc} до осі абсцис зменшується з переходом від сталі 15Х2МФА(I) до сталі 15Х2МФА(III). Слід відзначити, що окрихнення внаслідок зниження температури відпуску мало впливає на нижнє плато температурних залежностей

характеристик в'язкості руйнування, а рівень верхнього плато від нього збільшується.

Важливо також порівняти зсув температури в'язко-крихкого переходу (визначеної різними методами) із зсувом температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{fc} . Температуру в'язко-крихкого переходу $T_{к0}$ визначали за результатами ударних випробувань зразків перерізом 10×10 мм з надрізом (ГОСТ 9467-60) (рис. 92, вертикальні лінії), а також на основі методу, де за $T_{к0}$ приймають максимальну температуру, при якій виконувалась умова плоскої деформації (20) [84].

Зсув температури крихкості $T_{пдс K_{fc}}$, визначеної через K_{fc} , становить 210 К; визначеної через K_{fc}^1 - 194 К, що дещо більше зсуву температурних залежностей K_{fc}^1 , K_{fc}^k , K_{fc} (рис. 92, табл.13).

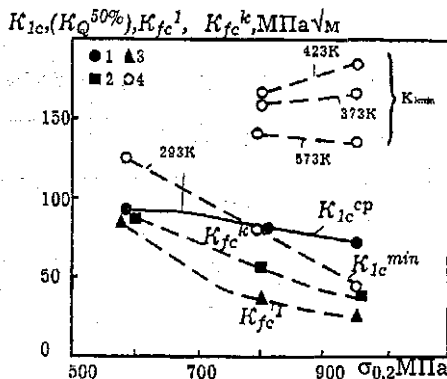


Рис. 94. Залежність критичного КІН $K_{fc}(K_Q^{50\%})$, K_{fc}^1 , K_{fc}^k сталі 15Х2МФА від умовного порога текучості: $t=25(1-3)$, 50 мм (4). K_{fc}^{cp} , K_{fc}^{min} - відповідно середнє та мінімальне значення K_{fc} , одержане відповідно до методики (п. 6.3)

Температура крижкості сталі 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ), К

Спосіб окрихчення	Характеристика	15Х2МФА(І)	15Х2МФА(ІІІ)	$T_{к0}$, К
Термічна обробка	$T_{к0}$	273	393	120
	$T_{пдс K_{fc}}$	185	395	210
	$T_{пдс K_{fc}^1}$	220	414	194
	$T_{пдс K_{fc}^1}$	216	410	194
	$\Delta T_{K_{fc}^1}$	-	-	165
	$\Delta T_{K_{fc}^1}$	-	-	175
	$\Delta T_{K_{fc}^1}$	-	-	180

Разом з тим зсув температури крижкості сталі 15Х2МФА від термообробки, імітуючої радіаційне окрихчення, який визначається за результатами ударних випробувань зразків, дорівнює $\Delta T_{к0}=120$ К і є близьким до розрахункового зсуву від нейтронного опромінення ΔT_f (при флюенсі $\Phi=2,42 \times 10^{20}$ нейтр/см²), за підвищених температур ($T > 320$ К) істотно менше дійсного зсуву температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування при статичному, циклічному і динамічному навантаженнях. В області нижчих температур ($T < 320$ К) зсув температури крижкості сталі 15Х2МФА(ІІІ), який визначається з ударних випробувань, і зсув температурної залежності в'язкості руйнування при статичному навантаженні збігаються.

Той факт, що зсув температурної залежності K_{fc}^1 , K_{fc}^k , і K_{fc} більший від зсуву температури крижкості, визначеної за ударними випробуваннями, необхідно враховувати при розрахунках на крижку міцність таких відповідальних конструкцій, якими є корпуси ВВЕР.

Збільшення температури досліджень від 293 до 423 К приводить до збільшення критичних КІН K_Q^{\max} , $K_Q^{5\%}$ сталі 15Х2МФА(ІІ), 15Х2МФА(ІІІ) і зварного шва 10ХМФТ(ІІ) при позacentровому розтягу компактних зразків завтовшки 50 мм (рис. 93). Наступне підвищення температури до 623 К практич-

но не впливає на вказані характеристики для зварного шва і зменшує їх для обох сталей. При цьому в діапазоні температур 293...623 К сталь 15Х2МФА(ІІІ) має найбільший опір крихкому і в'язкому руйнуванню.

Збільшення порогу текучості сталі 15Х2МФА (від 584 до 954 МПа), обумовлене зменшенням часу відпуску, істотно знижує характеристики в'язкості руйнування при статичному $K_{Ic}(K_c)$ і циклічному K_{Ic}^I , K_{Ic}^* навантаженнях (рис. 94) при температурі 293 К. Однак при високих температурах (373 і 423 К) сталь 15Х2МФА(ІІІ) порівняно зі сталлю 15Х2МФА(ІІ) має вищий опір руйнуванню.

В умовах кімнатної температури збільшення товщини зразка від 25 до 50 мм, збільшує критичний КІН $K_Q^{5\%}$ сталі 15Х2МФА(І).

Зі збільшенням міцності сталі вплив товщини зразка на K_{Ic} зменшується і при $\sigma_{0,2} > 800$ МПа значення K_{Ic} , отримані на зразках завтовшки 25 і 50 мм практично збігаються. Різниця у значеннях K_{Ic} для сталі 15Х2МФА(ІІІ) ($\sigma_{0,2}=954$ МПа), визначених на зразках різної товщини, обумовлена тим, що для товщини 25 мм приведене середнє значення $K_{Ic} = 65,3$ МПа $\sqrt{м}$ (при мінімальному значенні 40,9 МПа $\sqrt{м}$ і максимальному 82 МПа $\sqrt{м}$), а для товщини 50 мм визначене за методикою п. 6.3 мінімальне значення.

Саме мінімальне значення K_{Ic} сталі 15Х2МФА(ІІІ), отримане на зразках завтовшки 50 мм, приблизно збігається з нижньою межею смуги розкиду в'язкості руйнування для товщини 25 мм.

4.2. Роль асиметрії циклу навантаження

Розглядаються питання впливу асиметрії циклу навантаження на циклічну в'язкість руйнування корпусної теплотривкої сталі 15Х2МФА трьох рівнів міцності - І, ІІ, ІІІ [187]. Характеристики властивостей див. табл. 1.

Відомо, що проведення досліджень на циклічну тріщинотривкість при великих значеннях коефіцієнта асиметрії циклу навантаження ($R \gg 0$) пов'язано з їх великою тривалістю. Для сталі 15Х2МФА(ІІ) і 15Х2МФА(ІІІ) при $R=0,1$ мінімальна циклічна в'язкість руйнування K_{Ic}^I нижче в'язкості руйнування при статичному навантаженні (див. рис. 92). Однак при $R=1$ (випадок статичного навантаження) в'яз-

кість руйнування K_{fc}^1 і K_{lc} приблизно будуть збігатися [183]. Вельми важливою для прогнозування граничного стану конструкції при циклічному навантаженні за критерієм крихкої міцності є інформація про залежність $K_{fc}^1 = f(R)$ в діапазоні $0 < R < 1$. Щоб визначити значення коефіцієнта асиметрії циклу R_k , при якому починається збільшення K_{fc}^1 порівняно з K_{fc}^1 при $R=0$, були проведені дослідження за схемою, зображеною на рис. 95. На стадії 1 (початкове $R=0,1$) дослідження проводили при сталому значенні K_{max} та ступінчасто зменшуваному (не більш ніж на 5%) розмаху КІН і, отже, збільшуваному коефіцієнту асиметрії циклу навантаження. Наприкінці стадії 1: $\Delta K = \Delta K_1^* = \Delta K_{th1}$, де ΔK_{th1} - розмах порогового КІН при асиметрії циклу R_1 , що відповідає останній сходинці навантаження на стадії 1. Після цього піднімали значення K_{max} до рівня K_{max2} і дослідження на стадії 2 проводили при $K_{max} = K_{max2} = \text{const}$ і зменшуваному розмаху ΔK від $\Delta K_2^* = \Delta K_{th1}$ до $\Delta K_2^* = \Delta K_{th2}$. Тут ΔK_{th2} - розмах порогового КІН при значенні R , що відповідає останній сходинці навантаження на стадії 2.

Вказану процедуру повторювали до тих пір, поки на стадії k (при $K_{max} = K_{fc}^1$) розмах ΔK не досягав порогового значення ΔK_{thk} , що відповідає коефіцієнту асиметрії циклу R_k .

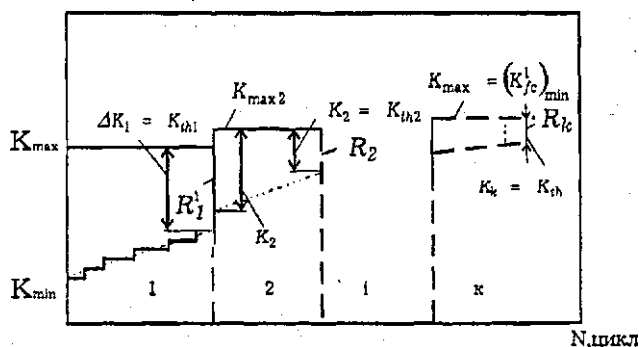


Рис. 95. Схема навантаження зразка з тріщиною при визначенні критичного коефіцієнта асиметрії циклу навантаження

На рис. 96 представлено результати досліджень за вказаною схемою двох зразків із сталі 15Х2МФА(III) при 293 К. Початкове значення $R=0,6$ для першого зразка (рис. 96, а) і 0,81 для другого зразка (рис. 96, б). Стрілками на рисунку вказана послідовність процесу збільшення коефіцієнта асиметрії циклу (зменшення ΔK). Зірочками відзначені експериментальні точки, що відповідають крихким стрибкам тріщини. Стрибки тріщини в сталі 15Х2МФА(III) відбувалися при значеннях $\Delta K < 4 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ і $R=0,88 \dots 0,93$. Для скорочення тривалості досліджень при $R < 0,88$ навантаження зразка проводили при значеннях $K_{\text{max}} < K_{\text{fc}}^I = 28 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, тому нестабільного РВТ при вказаних значеннях асиметрії циклу не відбувалося. З рис. 60 видно, що крихкі стрибки тріщини відбувалися навіть при швидкості стабільного розвитку тріщини $V < 10^{-10} \text{ м/цикл}$, тобто в припороговій області ДВР.

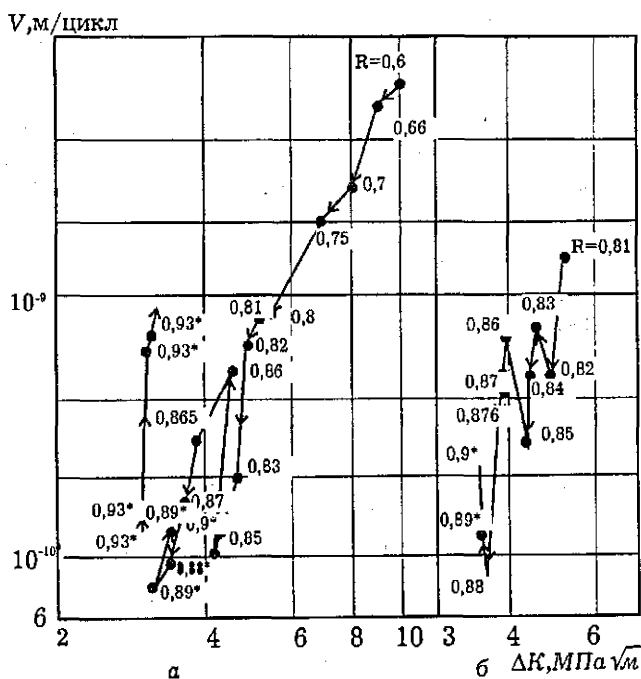


Рис. 96 Залежність швидкості РВТ від розмаху КІН для сталі 15Х2МФА(III) при 293 К: а - $\bar{I}_0 = 0,340$; б - $\bar{I}_0 = 0,346$

Образ залежності швидкості стабільного РВТ від K_{\max} в цьому випадку трансформується в точку.

Для сталі 15Х2МФА(I) (див. рис. 62) збільшення R від 0,1 до 0,95 не впливає на критичний КІН, $K_{fc}^1 = K_{fc}^*$, який дорівнює критичному КІН при статичному навантаженні.

На відміну від сталі 15Х2МФА(I) в'язкість руйнування K_{fc}^1 сталей 15Х2МФА(II) і 15Х2МФА(III) постійна тільки в діапазонах відповідно $R=0,1\ldots 0,9$ і $R=0,1\ldots 0,87$. Наступне збільшення R до 0,95 приводить до росту K_{fc}^1 . При екстраполяції залежності $K_{fc}^1 = f(R)$ на ще вищу асиметрію циклу помітно, що при $R=0,97$ величина K_{fc}^1 сталі 15Х2МФА(II) і 15Х2МФА(III) практично збігається з критичним КІН K_{Ic} . Потрібно також відзначити, що для матеріалів, в яких відношення $K_{fc}^1/K_{Ic} < 1$, існує критичне значення коефіцієнта асиметрії циклу навантаження, нижче якого R не впливає на K_{fc}^1 . Причому при $R > R_k$ циклічна в'язкість руйнування K_{fc}^1 дорівнює пороговому КІН K_{th} (див. рис. 62).

На основі одержаних результатів експериментальних досліджень циклічної тріщинотривкості сталей 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) можна запропонувати підхід до прогнозування впливу асиметрії циклу на критичний КІН у випадку, коли $K_{fc}^1 < K_{Ic}$ [187]. Для цього визначають значення K_{fc}^1 для 2-3 різних коефіцієнтів асиметрії циклу навантаження і відповідну їм критичну швидкість РВТ, а також в'язкість руйнування K_{Ic} . Отримані величини наносять на графік залежності $K_{fc}^1 - R$ (рис. 97, а). Потім будують залежність $\lg V_{\kappa} - \lg(1-R^3)$ (рис. 97, б) і, екстраполюючи її на значення $V_{\kappa} = 10^{-10}$ м/цикл, визначають критичний коефіцієнт асиметрії циклу навантаження R_k , нижче якого R не впливає на в'язкість руйнування K_{fc}^1 . Визначивши значення R_k , що відповідає точці зламу на залежності $K_{fc}^1 - R$, і з'єднуючи прямою лінією на графіку $K_{fc}^1 - R$ точки $A(R; K_{fc}^1)$ та $B(1; K_{Ic})$, одержують залежність циклічної в'язкості руйнування від R в діапазоні $R=0,1\ldots 1$.

Вказана методика прогнозування дає змогу відчутно скоротити отримання залежності циклічної в'язкості руйнування від коефіцієнта асиметрії циклу, оскільки відпадає необхідність в тривалих випробуваннях для

визначення K_{fc}^1 при великих коефіцієнтах асиметрії циклу навантаження.

Однак слід зазначити, що цю методику можна застосовувати тільки до циклічно знеміцнюваних матеріалів, для яких циклічна в'язкість руйнування порівняно з K_{fc} знижується [202].

Для сталей 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) і зварного шва Св-10ХМФТ(II) збільшення асиметрії циклу навантаження ($R > 0$) спричиняє істотний зсув

залежностей критичного КІН $K_{fc}^1 = f(\Delta N_c^i)$ у бік більших довговічностей. Наприклад, при збільшенні R від 0,1 до 0,85 кількість циклів до крихкого стрибка в сталі 15Х2МФА(III) збільшується приблизно на 3 порядки. Кількість циклів навантаження до 1-го стрибка тріщини зменшується зі збільшенням міри окрихчення. Наприклад, якщо для сталі 15Х2МФА(II) $\Delta N_c^i = 2 \times 10^5$ цикл, то для сталі 15Х2МФА(III) для одержання 1-го стрибка тріщини необхідно всього 2×10^3 циклів.

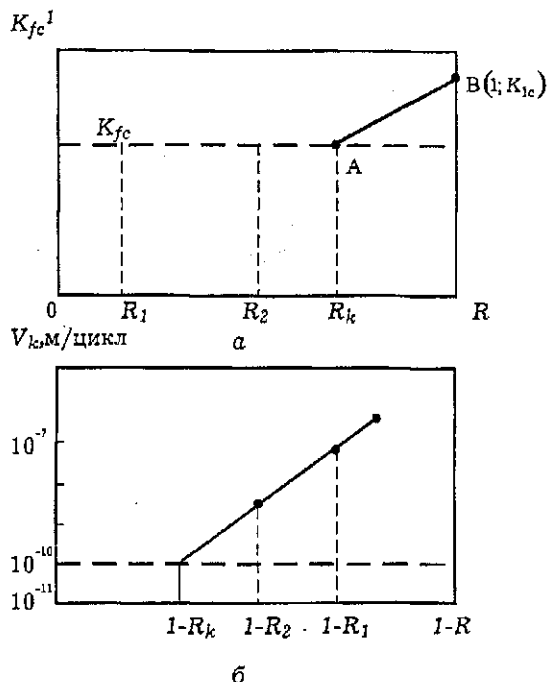


Рис. 97. Схема пришвидженого визначення залежності K_{fc}^1 - R

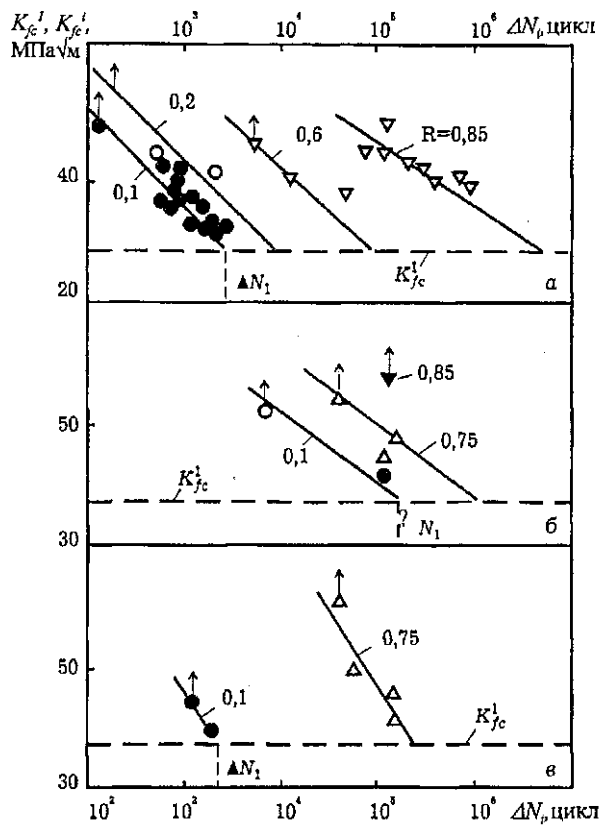


Рис. 98. Вплив рівня навантаження на кількість циклів до стрибка тріщини: а - 15Х2МФА(III); б - 15Х2МФА(II); в - Св-10ХМФТ(II). Точки зі стрілками стосуються повного руйнування зразка

4.3. Попередня одноразова пластична деформація матеріалу без тріщин

В даному параграфі наведені результати дослідження впливу одноразової пластичної деформації розтягу на характеристики в'язкості руйнування сталі і критичного розкриття тріщини у теплотривкій сталі при статичному і циклічному навантаженні [23].

Характеристики в'язкості руйнування при статичному навантаженні досліджували при позacentровому розтягу компактних зразків завтовшки 7,5...50 мм (див. рис. 39), одновісному розтягу плоских зразків з боковою тріщиною завтовшки 7,5...14 мм (див. рис. 40,б), а також одновісному розтягу (див. рис. 8,а) корсетних зразків (див. рис. 8,б) з поверхневою і круговою тріщиною (рис. 42). Для цього застосовували електрогідравлічну випробувальну машину "Гідропульс 400 кН". В'язкість руйнування при консольному згині зразків з боковою тріщиною (див. рис. 37,а) визначали на установці УМП-02-04 (виробництва Інституту механіки НАН України, м. Київ).

Первинні втомні тріщини отримували при коефіцієнті асиметрії циклу навантаження $R = K_{min}/K_{max} > 0,1$ і частоті навантаження $f = 25\text{--}30$ Гц відповідно до [38]. Під час квазістатичного навантаження при випробуванні на K_{fc} записували діаграму навантаження (P) - переміщення уздовж лінії дії сили (V). Для визначення статичної в'язкості руйнування K_{fc} ці діаграми обробляли за методикою [38].

Мінімальною циклічною в'язкістю руйнування K_{fc}^1 вважали найменше за результатами досліджень 3-4 зразків значення критичного КІН. Характеристику K_{fc}^k , що збігається з динамічною в'язкістю руйнування матеріалу, визначали із залежності розміру крихкого стрибка тріщини Δl_c^i від K_{fc}^i , яка в подвійних логарифмічних координатах до певного рівня K_{fc}^k може бути апроксимована лінійно (індекс i - відповідає i -му стрибку тріщини). Характеристика K_{fc}^k відповідає значенню K_{fc}^i , при якому відбувається відхилення експериментальних даних від вказаної лінійної залежності вгору [2,4]. Якщо повне руйнування відбувається вже при першому стрибку тріщини, то для обраного режиму

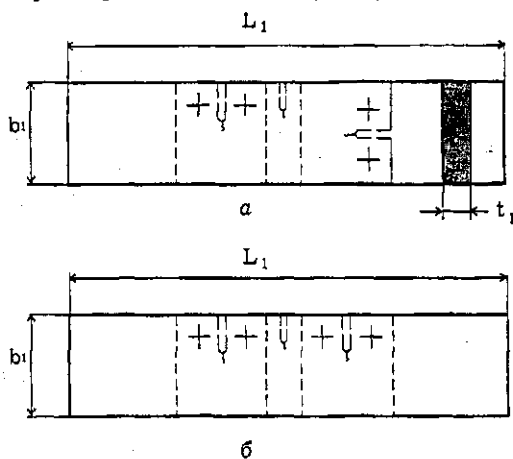
навантаження визначають тільки циклічну в'язкість руйнування K_{fc}^1 [2,4].

Для дослідження статичної тріщинотривкості матеріалів в діапазоні температур 77...623 К використовували методику охолодження і нагрівання, застосовані для випробування на циклічну тріщинотривкість (п. 3.1).

Методика дослідження впливу попередньої пластичної деформації на тріщинотривкість була такою.

Гладкі зразки (пластини поперечним перерізом 8×50 мм, 14×50 мм, 16×30 мм і 30×70 мм) попередньо деформували розтягуванням до різної пластичної деформації (як нижче, так і вище максимальної рівномірної деформації ε_B (див. рис. 11, а)). Пластичну деформацію визначали за формулою (53).

З підданих пластичній деформації пластин виготовляли зразки з боковим надрізом (див. рис. 40,б) для дослідження характеристик в'язкості руйнування при статичному і циклічному навантаженні.



t_1	8	13	18	30
b_1	50	50	30	70
L_1	350	350	350	500

Рис. 99. Схема вирізування зразків із одноразово- (а) і циклічно- (б) пластично деформованих пластин (розміри у мм)

Причому при $\varepsilon_{np} > \varepsilon_0$ тріщина збігалася з мінімальним перерізом зразка. Зі зруйнованих половинок зразків (рис. 99,а), у свою чергу, виготовляли компактні зразки (див. рис. 39) для випробування на тріщинотривкість. При цьому використовували тільки частини тих зразків, у яких при руйнуванні рівень нетто-напруження не перевищував $0,4\sigma_{0,2}$. Їх вирізали так, щоб площа надрізу була перпендикулярною чи

паралельною до напрямку попереднього навантаження (рис. 99).

Характеристики в'язкості руйнування при статичному $K_{Ic}(K_c)$ і циклічному K_{Ic}^I, K_{Ic}^k навантаженнях, а також критичне розкриття вістря тріщини $\delta_c, \delta_{Ic}^I, \delta_{Ic}^k$ досліджували при одновісному розтягуванні пластин з боковим надрізом завтовшки 12,5 і 14 мм (див. рис. 40,б) і позацентровому розтягуванні компактних зразків завтовшки 12,5 мм (див. рис. 39).

Досліджували вплив одноразової пластичної деформації розтягом на опір крихкому руйнуванню сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III). Характеристики механічних властивостей сталей після попереднього навантаження зображені на рис. 29.

Попереднє деформування зразків з обох сталей здійснювали при 293 К, руйнування зразків зі сталі 15Х2МФА(I) здійснювали при 123 і 183 К, зі сталі 15Х2МФА(III) - в умовах кімнатної температури. В'язкого підростання тріщини при визначенні статичної в'язкості руйнування в усіх випадках не було. Вид діаграм навантаження-переміщення уздовж лінії дії сили при статичному руйнуванні зразків наведено у табл. 14. Тут також зазначені режими випробувань, товщини зразків і характеристики тріщинотривкості при статичному і циклічному навантаженнях. Попередня пластична деформація неоднозначно впливає на характеристики статичної і циклічної тріщинотривкості як сталі 15Х2МФА(I), так і сталі 15Х2МФА(III) (рис. 100).

Для вказаних сталей збільшення деформації ϵ_{np} неперервно знижує критичні КІН K_{Ic}^I, K_{Ic}^k . Однак $K_{Ic}(K_c)$ сталі 15Х2МФА(I) при 123 К спочатку зменшується приблизно в 3 рази, а потім із збільшенням попередньої деформації повертається до початкового рівня. На відміну від сталі 15Х2МФА(I) у сталі 15Х2МФА(III) при 293 К збільшення ϵ_{np} до 0,03 практично не впливає на статичну в'язкість руйнування, при подальшому збільшенні деформації $K_{Ic}(K_c)$ збільшується.

Відомо, що пластичне деформування сталей одновісним розтягом приводить до вичерпання пластичності, деформаційного зміцнення, зміни мікроструктури, а також наведення залишкових напружень. Спробуємо дослідити

Характеристики в'язкості руйнування сталей 15Х2МФА (I) і 15Х2МФА (III) при різних попередній пластичній деформації

Сталь	ϵ_{np}	t , мм	T , К	K_{fc}^I	K_{fc}^{κ}	$K_{Ic}(K_c)$	δ_{fc}^I	δ_{fc}^{κ}	δ_c	Вид діаграми
				МПа $\sqrt{м}$			мкМ			
15Х2МФА (I)	0	12,0	123	27,3	32,9	74,8	1,9	2,7	15,0	нелінійна
	0,02	12,0	123	22,5	25,3	30,2	-	-	1,3	лінійна
	0,05	12,0	183	42,0	63,8	-	-	-	-	-
	0,08	12,0	123	20,7	22,1	-	-	-	-	-
	0,08	12,0	183	32,5	53,9	-	-	-	-	-
	0,11	12,0	183	32,2	48,5	-	-	-	-	-
	0,12	12,0	123	20,0	22,1	-	-	-	-	-
	0,13	12,0	123	-	-	35,7	-	-	5,5	лінійна
	0,16*	12,0	123	-	-	88,1	-	-	22,5	нелінійна
	0,22	12,0	123	-	-	73,2	-	-	51	нелінійна
15Х2МФА (III)	0	7,5	293	27,8	40,0	45,1	6,5	11	13,0	лінійна
	0,020	14,0	293	27,6	36,0	40,9	-	-	8,1	лінійна
	0,053	14,0	293	28,0	35,3	91,9	4,8	6,7	32,8	нелінійна
	0,080	7,5	293	24,5	32,1	-	2,4	5,5	-	-
	0,204	14,0	293	-	-	139	-	-	43,8	-

* - тріщина паралельна до напрямку попереднього навантаження

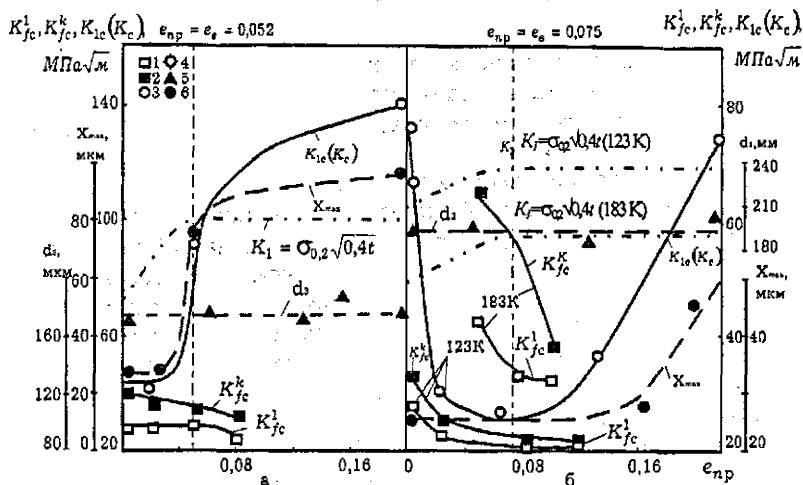


Рис. 100. Залежність критичних КІН і структурних параметрів сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К (а) і 15Х2МФА(І) при 183 К (б) від попередньої пластичної деформації: 1 - K_{fc}^1 ; 2 - K_{fc}^k ; 3, 4 - $K_{Ic}(K_C)$; 5 - d_1 ; 6 - X_{max} ; 1, 3 - тріщина перпендикулярна, 2, 4 - паралельна до напрямку попереднього деформування

вплив попереднього пластичного деформування на опір крихкому руйнуванню з урахуванням взаємодії зазначених чинників і визначити ті, які мають визначальний вплив.

Збільшення попередньої деформації знижує e_K сталей 15Х2МФА(І) (див. рис. 29,а), і 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К. Однак відсутність однозначної залежності між $K_{Ic}(K_C)$ і $e_{пр}$ свідчить, що попереднє вичерпання пластичності значно не впливає на характер зміни опору крихкому руйнуванню обох сталей.

Поряд з вичерпанням пластичності при деформуванні матеріалу до рівня e_B , що відповідає умовній межі міцності, відбувається деформаційне зміцнення, тобто підвищується умовний поріг текучості. Враховуючи загальну тенденцію зниження статичної в'язкості руйнування зі збільшенням порогу текучості матеріалу [298], деформаційне зміцнення повинно приводити до зменшення $K_{Ic}(K_C)$ порівняно з попередньо недеформованим матеріалом. Така залежність підтверджується і для сталі 15Х2МФА(І) (рис. 100), де зі збільшенням $e_{пр}$ від 0 до 0,075, значення K_{Ic} зменшується

майже втричі ($\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,37$). Разом з тим для сталі 15Х2МФА(ІІІ) запас по зміцненню практично відсутній ($\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,052$) і вичерпання пластичності при незначному зміцненні помітно не впливає на опір крихкому руйнуванню.

Експериментальні дані для сталі 15Х2МФА(І) при $e_{np} < e_B$ узгоджуються з результатами дослідження впливу різних способів холодної обробки на опір крихкому руйнуванню сталей, отриманими іншими авторами [77,330]. Однак для деяких матеріалів попереднє пластичне деформування при $e_{np} < e_B$ має протилежний вплив на тріщинотривкість. Наприклад [226], встановлено аномальне збільшення (приблизно у 3 рази) в'язкості руйнування (J_c) малолегованої сталі AISI 4340 (0,4%С) із збільшенням попередньої пластичної деформації (холодне вальцювання і розтягування) від 0 до 2%. Підвищення J_c пояснюється присутністю у вказаному діапазоні пластичної деформації на діаграмі статичного навантаження сталі AISI 4340 зуба текучості і пов'язаного з ним збільшення закріплених дислокацій та активізації рухомих дислокацій високої густини при відсутності зміцнення, що викликає затуплення тріщини [226].

Отже, чутливість критичного КІН $K_{Ic}(K_c)$ до попередньої пластичної деформації при $e_{np} < e_B$ визначається передусім адатністю матеріалу у первісному стані до зміцнення (відношенням $\sigma_B/\sigma_{0,2}$): чим більше $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ сталі, тим істотніше знижується опір крихкому руйнуванню попередньо деформованого матеріалу.

Попередня пластична деформація значно (хоча й неоднозначно) впливає на зміну критичних КІН сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) при циклічному і статичному навантаженнях. Для досліджуваних сталей (див. рис. 100) в усьому діапазоні зміни $e_{np}=0...0,22$ циклічність навантаження зменшує в'язкість руйнування K_{Ic}^1 порівняно з $K_{Ic}(K_c)$ і K_{Ic}^k . Причому для сталі 15Х2МФА(І) при 123 К найістотніше зниження вказаної характеристики зафіксоване для попередньо недеформованого матеріалу. Це пов'язано з тим, що при товщині зразка 12,5 мм під час визначення в'язкості руйнування за одноразового навантаження реалізується напружений стан, близький до плоского, тоді як характеристики K_{Ic}^1 , K_{Ic}^k відповідають при плоскій деформації (за максимальної скутості пластичної деформації у вістрі тріщини). Різною мірою скутості пластичної деформації

пояснюється також більша різниця характеристик K_{fc}^1 і K_{fc}^k при 183 К ніж при 123 К.

Враховуючи різний характер залежності опору крихкому руйнуванню при статичному, циклічному і динамічному навантаженнях від попередньої пластичної деформації, необхідно обережно підходити до оцінки впливу e_{np} на в'язкість руйнування, отриману при різних способах навантаження за зсувом температури крихкості [105].

Відомо, що при пластичному деформуванні гладких зразків розтягом утворюється система залишкових напружень, яка впливає на напружено-деформований стан у вістрі тріщини. Вказаний вплив знаходить вияв у зміні КІН відкриття (закриття) тріщини K_{op} . Характеристики опору крихкому руйнуванню з урахуванням залишкових стискувальних напружень визначали таким чином:

$$\begin{aligned} K_{fcff}^1 &= K_{fc}^1 - K_{op}, & K_{fcff}^k &= K_{fc}^k - K_{op}, \\ K_{lceff}^1 &= K_{lc}^1 - K_{op}, & K_{lceff}^k &= K_{lc}^k - K_{op}. \end{aligned}$$

Коефіцієнт інтенсивності напружень K_{op} визначали за методикою, викладеною в п. 3.1.

Збільшення попередньої пластичної деформації збільшує K_{lceff} (K_{ceff}) сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ), хоча й дещо меншою мірою, ніж K_{lc} (рис. 101). Причому залишкові напруження не відіграють визначальної ролі в зниженні циклічної і динамічної в'язкості руйнування від попереднього пластичного деформування.

Вплив попередньої пластичної деформації на опір крихкому руйнуванню можна вивчити з використанням підходу нелінійної механіки руйнування - критичного розкриття тріщини. Збільшення e_{np} від 0 до 0,204 істотно (більш, ніж втричі) збільшує критичне розкриття тріщини для сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К (рис. 101). Характер зміни параметрів $\delta_{fc}^1, \delta_{fc}^k$ і δ_c якісно збігається зі зміною $K_{fcff}^1, K_{fcff}^k, K_{lceff}^1, K_{lceff}^k$ з попередньою пластичною деформацією. Це пояснюється тим, що в усіх випадках переважаючим був один і той самий механізм руйнування-квазісколювання.

Вплив попереднього деформування на напружено-деформований стан тіла з тріщиною в інтегральному виді можна оцінити за діаграмою навантаження-розкриття вістря тріщини.

На рис. 102, 103 зображені залежності розкриття вістря тріщини від КІН K_I , K_{Ieff} і попередньої деформації для зразків

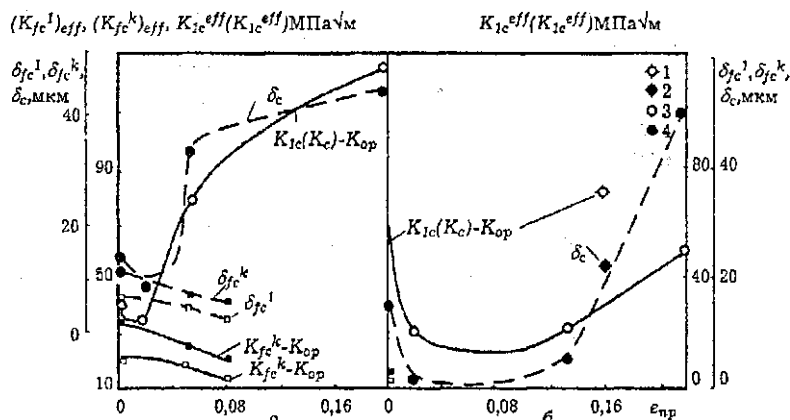


Рис. 101. Залежність ефективних критичних КІН і критичного розкриття тріщини в сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К (а) і 15Х2МФА(І) при 123 К (б): 1, 2 - тріщина паралельна; 3, 4 - перпендикулярна до напрямку попереднього навантаження

зі сталі 15Х2МФА(І) при 123 К і сталі 15Х2МФА(ІІІ) в умовах кімнатної температури ($K_{Ieff} = K_I - K_{op}$). Залежно від термообробки сталі спостерігається різний характер впливу попереднього навантаження на розкриття тріщини. Для сталі 15Х2МФА(І) при фіксованих значеннях K_I збільшення e_B спочатку зменшує (поки $e_{np} < e_B$), а потім збільшує розкриття тріщини. Однак для сталі 15Х2МФА(ІІІ) збільшення деформації до 0,05 майже не впливає, а при $e_{np} > 0,05$ зменшує розкриття тріщини.

Ці дані про вплив попередньої деформації на залежність $\delta - K_I$ при $e_{np} < e_B$ є цілком вірогідними і їх, як це було зроблено вище, можна пояснити різницею в запасах зміцнення для сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ). Разом з цим вплив великих пластичних деформацій ($e_{np} > e_B$) на напружено-деформований стан зразків з тріщинами зі сталі 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) пов'язаний як з деформаційним зміцненням, так і з утворенням шпар.

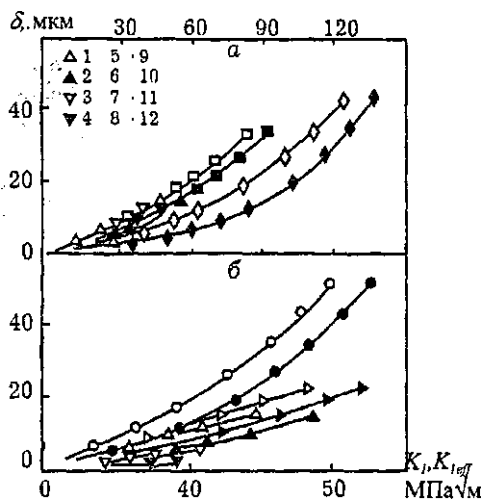


Рис. 102. Залежність розкриття тріщини δ для сталей 15Х2МФА(ІІІ) (а) і 15Х2МФА(І) при 128 К (б) від КІН K_{Ieff} (1,3,5,7,9,11) і K_I (2,4,6,8,10,12) при різних попередній пластичній деформації: $\epsilon_{пр}=0$ (1,2); 0,019 (3,4); 0,053 (5,6); 0,22 (7,8); 0,20 (9,10); 0,016 (11,12). Тріщина перпендикулярна (1-10) і паралельна (11,12) напрямку попереднього навантаження

Врахування закриття тріщини, тобто зменшення поточного значення КІН K_I , на величину $K_{ор}$, приводить тільки до часткового зближення залежностей $\delta-K_{Ieff}$ (рис. 102). Отже, $K_{ор}$ не відображає повністю впливу попередньої пластичної деформації на напружено-деформований стан зразка з тріщиною при одноразовому навантаженні.

Вплив шпар на опір крихкому руйнуванню. Деформування матеріалу за умовною межею міцності поряд з процесами зміцнення, що знаходить вияв у збільшенні істинних напружень з підвищенням деформації, викликає також знеміцнення, супроводжуване інтенсивним утворенням і розвитком шпар від включень, витягуванням зерен в напрямку дії сили [58,465]. Кінетику росту шпар досліджували при розтягу циліндричних і плоских зразків зі сталей 15Х2МФА(І) і 15Х2МФА(ІІІ) при кімнатній температурі [58].

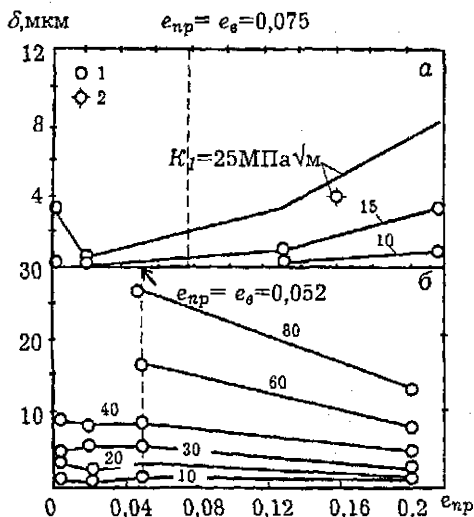


Рис. 103. Залежність розкриття тріщини при розтягуванні зразків $t=12,5$ мм із сталі 15Х2МФА(I) при 123 К (а) і 14 мм із сталі 15Х2МФА(III) при 293 К (б) від попередньої пластичної деформації. Тріщина перпендикулярна (1) і паралельна (2) напрямку попереднього навантаження

Для сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) при $e_{пр} > e_B$ характер зміни максимального розміру шпар в напрямку, перпендикулярному до площини тріщини (див. рис. 32) та критичного КІН $K_{Ic}(K_c)$ від пластичної деформації (див. рис. 100), приблизно однаковий. Спостерігається задовільна кореляція між опором крихкому руйнуванню і розміром шпар X_{max} (рис. 104). Зі збільшенням максимального розміру шпар X_{max} величина $K_{Ic}(K_c)$ збільшується.

Відсутність кореляції між опором крихкому руйнуванню $K_{Ic}(K_c)$ і розміром шпар Y_{max} обумовлена тим, що під час пластичного деформування, в досліджуваному діапазоні $e_{пр}=0...0,22$ ріст шпар в напрямку, перпендикулярному лінії дії зусилля, майже відсутній [58]. Коефіцієнт витягу зерен в діапазоні $e_{пр}=0...0,22$ практично не змінюється і, отже, не впливає на критичний КІН $K_{Ic}(K_c)$.

При $e_{пр}=0,16...0,18$ шпари можуть бути представлені у вигляді еліпсоїда зі співвідношенням довжини півосей $a/b=X_{max}/Y_{max}=1:3$ для сталі 15Х2МФА(I) і $a/b=1:5,3$ для сталі 15Х2МФА(III) [58]. На підставі розгляду взаємодії макротріщини завдовжки l з подвійноперіодичною системою мікротріщин (див. рис. 5), орієнтованих під кутом α до площини макротріщини, стверджувалося [450], що при зміні α від 0 до 90° відношення критичних навантажень тіла з мікротріщинами і без них P^*/P_0 збільшується від 0,925 і 0,95.

Однак нами одержано, що зміна α від 90° (тріщина перпендикулярна до напрямку попереднього навантаження) до 0 (напрямок росту тріщини і попереднього навантаження збігаються) збільшує K_c сталі 15Х2МФА(І) при 293 К і $e_{np}=0,16$ від $46\text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (інтерпольоване значення) до $88,1\text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, тобто приблизно вдвічі (див. рис. 100). Таким чином, вплив шпаристості попередньо деформованого

матеріалу на в'язкість руйнування $K_{Ic}(K_c)$, очевидно, буде проявлятися більше через зміну напружено-деформованого стану. Підтвердженням цьому є те, що критичне розкриття тріщини паралельної і перпендикулярної напрямку деформації пов'язане з попередньою деформацією e_{np} єдиною залежністю (рис. 101).

Проаналізуємо вплив орієнтації шпар відносно магістральної тріщини на напружено-деформований стан зразка з тріщиною із сталі 15Х2МФА(І). Для цього розглядається зведена довжина мікротріщини, якою є проекція шпари на вісь X (див. рис. 3), що змінюється залежно від орієнтації шпари та магістральної тріщини. Якщо тріщина паралельна до напрямку попереднього навантаження, зведена довжина мікротріщини $l_n=l$, якщо перпендикулярна - $l_n=0,33l$ [58].

Згідно з (15) і (16) для великих l_1/h

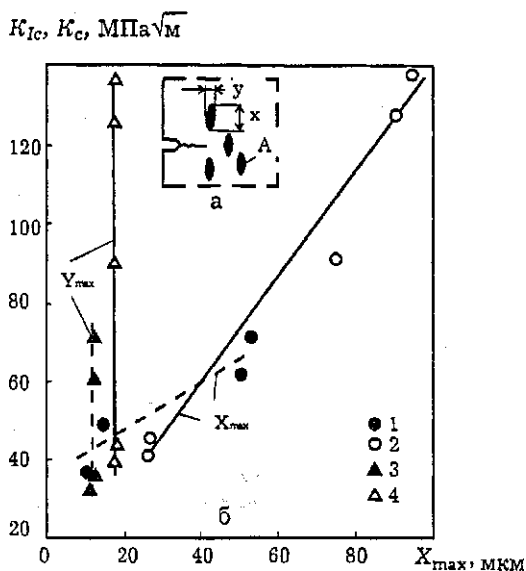


Рис. 104. Орієнтація шпар А відносно тріщини (а) і залежність $K_{Ic}(K_c)$ сталі від X_{max} (1,2) Y_{max} (3,4) (б). 15Х2МФА(І) - 1,3; 15Х2МФА(ІІІ) - 2,4

$$K_{In}^* / K_{In}^1 = (1 + l_1 / h_1) / (1 + 3l_1 / h_1),$$

де K_{In}^* , K_{In}^1 - відповідно КІН для тріщини, орієнтованої паралельно і перпендикулярно напрямку попередньої деформації.

Вважаючи $l_1/h_1=0,2...20,0$, знаходимо

$K_{In}'' / K_{In}^1 = 0,75...0,334$. Отриманий результат якісно підтверджує дані, зображені на рис. 102, 103 для сталі 15Х2МФА(І) при 293 К, за якими при одному і тому ж КІН $K_f=25 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ розкриття тріщини, паралельної напрямку попереднього навантаження менше ніж тріщини, перпендикулярної до нього.

На підставі отриманих результатів можна стверджувати, що вплив попереднього пластичного деформування на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА має складний і в деяких випадках суперечливий характер. Наприклад, зі збільшенням попередньої деформації ($e_{np} > e_B$), при однакових КІН розкриття тріщини збільшується для сталі 15Х2МФА(І) і зменшується для сталі 15Х2МФА(ІІІ).

При деформаціях, що не перевищують максимального рівномірного видовження $e_{np} < e_B$, спостерігається істотне зменшення опору крихкому руйнуванню K_{fc} (K_c) сталі 15Х2МФА(І) при 123К порівняно з попередньо недеформованим матеріалом. Однак в'язкість руйнування K_{fc} сталі 15Х2МФА(ІІІ) залишається практично постійною в діапазоні зміни e_{np} від 0 до e_B . Вказані залежності K_{fc} від попередньої деформації є цілком вірогідними і узгоджуються з відомими даними [79].

Разом з тим великі попередні пластичні деформації ($e_{np} > e_B$) значно збільшують опір крихкому руйнуванню обох сталей при статичному навантаженні, хоча при цьому критичні КІН K_{fc}^1 , K_{fc}^k дещо зменшуються порівняно з первісним станом.

Вперше виявлено [23] аномальне збільшення K_{fc} сталей при деформаціях, що перевищують максимальне рівномірне видовження. Воно обумовлене впливом на напружено-деформований і граничний стан у вістрі тріщини шпар, що утворилися на стадії попереднього навантаження. При цьому для опису одержаних результатів була використана модель А. Чудновського [257], яка враховує взаємодію двох мікротріщин з магістральною тріщиною. Присутність двох

колінеарних мікротріщин попереду магістральної тріщини зменшує коефіцієнт інтенсивності напружень K_{Ic} .

Факт, що присутність в конструкційній сталі шпар збільшує статичну в'язкість руйнування, має важливе практичне значення. Якщо під час виготовлення матеріалу створювати певним чином орієнтовані шпари, то можна підвищити його опір крихкому руйнуванню. Однак, як впливає з одержаних експериментальних даних, в'язкість руйнування K_{Ic}^I і K_{Ic}^K при цьому знижується.

Потрібно відзначити, що якщо для сталей явище збільшення статичної в'язкості руйнування при наявності шпар вперше виявлене [23], то для крихких матеріалів типу кераміки формування шпар (мікротріщин) на стадії виготовлення в окремих випадках вже використовується для одержання матеріалів з високим опором крихкому руйнуванню [291].

4.4. Попередня циклічна пластична деформація матеріалу без тріщин

Досліджували вплив попереднього циклічного пластичного деформування на характеристики в'язкості руйнування сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) при статичному і циклічному навантаженнях [27,145]. Попередньому навантаженню ($R=1$) піддавали гладкі пластини перерізом робочої частини 12,5×45 мм (сталь 15Х2МФА(I)) і 14×24 мм (сталь 15Х2МФА(III)), з яких опісля виготовляли зразки з боковим надрізом та компактні зразки. Крім цього, опір крихкому руйнуванню визначали під час розтягування циліндричних зразків з поверхневою тріщиною після випробування їх на втому. Зразки і формули для визначення КІН описані в п. 2.1, 3.1. Амплітуда пружнопластичної деформації дорівнювала $\epsilon_d = 0,3; 0,45$ і $0,7\%$; відносне напруження - $\bar{N} = 0,3; 0,6$ і $0,85$; $\bar{N} = N/N_T$, де N_T - кількість циклів навантаження до появи на поверхні тріщини завдовжки 0,5...1,0 мм.

Попереднє деформування зразків з обох сталей здійснювали при 293 К, руйнування зразків зі сталі 15Х2МФА(I) при 123 К, зі сталі 15Х2МФА(III) - при кімнатній температурі. В'язкого підростання тріщини під час визначення статичної в'язкості руйнування в усіх випадках не було.

Вплив попереднього напруцювання на опір крихкому руйнуванню досліджуваних сталей при статичному і циклічному навантаженнях має досить складний характер (рис. 105). Збільшення \bar{N} до 0,3 зменшує статичну і циклічну в'язкість руйнування сталі 15Х2МФА(I) при температурі 123 К, а в подальшому ($\bar{N} > 0,3$) - збільшує K_c , однак майже не впливає на K_{fc}^1 і K_{fc}^k . Якщо при $\bar{N} = 0,3$, збільшення амплітуди пружнопластичної деформації знижує K_{lc} , то при $\bar{N} = 0,85$ із збільшенням ϵ_a критичний КІН K_c збільшується.

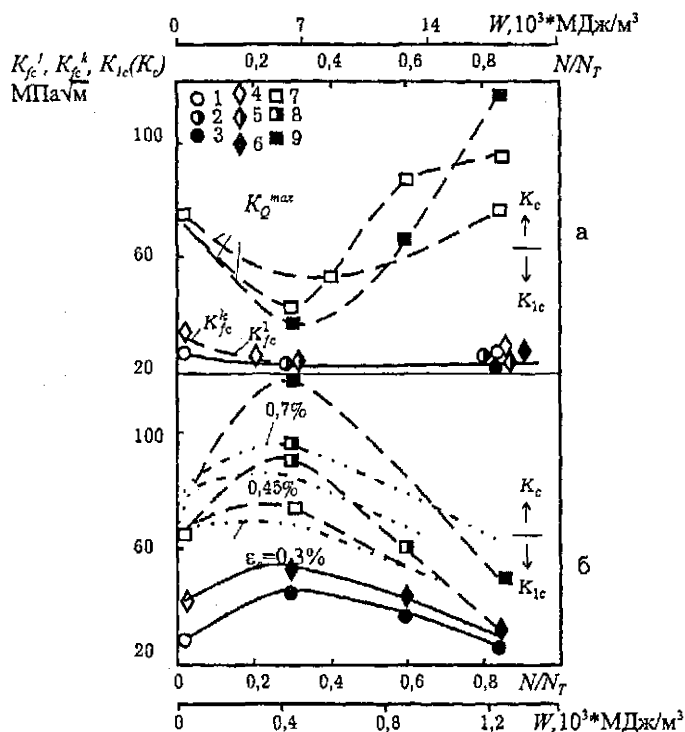


Рис. 105. Залежність критичних КІН сталі 15Х2МФА(I) при 123 К (а) і 15Х2МФА(III) при 293 К (б) від кількості циклів навантаження і питомої енергії непружної деформації: K_{fc}^1 (1,3), K_{fc}^k (4,6), $K_{lc}(K_c)$ (7,9); $\epsilon_a = 0,3$ (1,4,7); 0,45 (2,5,8); 0,7% (3,6,9)

На противагу сталі 15Х2МФА(I) у сталі 15Х2МФА(III) спостерігається протилежний характер впливу попереднього циклічного навантаження на опір крихкому руйнуванню. Невелике напрацювання ($\bar{N}=0,3$) збільшує опір крихкому руйнуванню при одноразовому K_c і циклічному K_{fc}^l , K_{fc}^k навантаженнях, однак наступне збільшення \bar{N} знижує ці характеристики тріщинотривкості. На рис. 105 відзначені межі виконання умов плоскої деформації (максимальної скрутості пластичних деформацій у вістрі тріщини) за критерієм $t > 2,5 (K_{fc}/\sigma_{0,2})^2$.

Циклічність навантаження на стадії росту втовної тріщини приводить до істотнішого зниження опору крихкому руйнуванню K_{fc}^l порівняно з K_{fc} (K_c) для сталі 15Х2МФА(I), попередньо підданий циклічному деформуванню ($\bar{N} > 0,3$). Разом з тим збільшення напрацювання зменшує відношення K_{fc}^l/K_{fc}^k обох сталей.

Вплив попереднього циклічного навантаження на опір крихкому руйнуванню можна описати також за допомогою накопиченої питомої енергії непружної деформації W , визначеної таким чином [188]:

$$W = [\Delta W - \Delta W_r (\Delta W / \Delta W_r)^p] N,$$

де ΔW - питома енергія непружної деформації за цикл при $\bar{N}=0,5$. Виявляється, що характер зміни опору крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) від \bar{N} та W однаковий.

Для оцінювання опору крихкому руйнуванню сталей найчастіше використовують критерії локального руйнування, пов'язані з досягненням в найбільш напружених об'ємах критичних напружень. Цей підхід можна застосовувати, коли руйнування перебігає за механізмом сколювання. Він вимагає коректної оцінки напружено-деформованого стану у вістрі тріщини.

За допомогою рівняння (34) вдається дослідити вплив попереднього циклічного навантаження ($R=-1$) на опір крихкому руйнуванню сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III). У зв'язку з цим зазначимо, що для сталі 15Х2МФА(III) (рис. 105) збільшення опору крихкому руйнуванню при збільшенні напрацювання \bar{N} ($\bar{N} < 0,3$) пов'язане з ефектом

Баушингера. Причому найбільше зниження відбувається протягом декількох перших циклів і вже при $\bar{N} \approx 0,1$ настає стабілізація (див. рис. 23). Під час жорсткого циклічного навантаження при $\bar{N} < 0,1$ зміною $\sigma_{ск}$ можна знехтувати, оскільки втомне пошкодження незначне, а залишкова пластична деформація після напрацювання ще відсутня. За формулою (34) зменшення $\sigma_{0,2}$ при $\sigma_{ск} = \text{const}$ повинно збільшувати в'язкість руйнування K_{Ic} . З даних рис. 106 випливає, що чим більша амплітуда пружнопластичної деформації, тим менший поріг текучості сталі 15Х2МФА(III) і тим більшим повинне бути K_{Ic} . Зниження опору крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(III) з подальшим збільшенням циклічного напрацювання ($\bar{N} > 0,3$) (див. рис. 100) відбувається при незмінному $\sigma_{0,2}$ (див. рис. 18), що відповідно до формули (34) може спричинитися тільки зниженням напруження сколювання.

Враховуючи те, що для сталі 15Х2МФА(I) тривалість неусталеної стадії (де відбувається зміна $\sigma_{0,2}$) дещо більша, ніж для сталі 15Х2МФА(III), і становить $\bar{N} = 0,3$, вплив

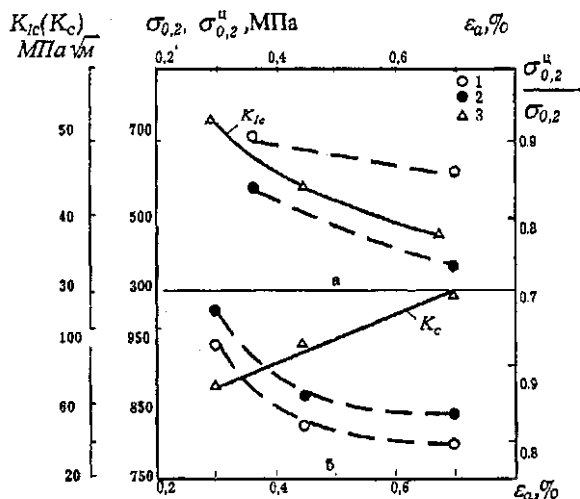


Рис. 106. Залежність $\sigma_{0,2}$ і K_{Ic} (K_c) сталі 15Х2МФА(I) при 123 К (а) і 15Х2МФА(III) (б) при 293 К від амплітуди пружнопластичної деформації ($\bar{N} = 0,3$):

1 - $\sigma_{0,2}^U$, 2 - $\sigma_{0,2}^R$, 3 - K_{Ic} (K_c)

циклічності навантаження при 293 К на K_{Ic} сталі 15Х2МФА(I) при 123 К буде відображатися у зміні $\sigma_{ск}$ та зменшенні $\sigma_{0,2}$. Оскільки для сталі 15Х2МФА(I) (рис. 106) після попереднього напрацювання при 293 К зі збільшенням амплітуди пружнопластичної деформації поріг текучості зменшується, то спостережуване в експерименті

зменшення K_{Ic} ($\bar{N}=0,3$) із збільшенням ϵ_a від 0,3 до 0,7% обумовлене, очевидно, зменшенням напружень сколювання.

Подальше збільшення K_{Ic} сталі 15Х2МФА(І) (див. рис. 105), зі збільшенням циклічного напруцювання зумовлене особливостями формування мікроструктури матеріалу. Вище (п. 2.3) були приведені результати дослідження закономірностей розвитку поверхневих мікротріщин в зразках зі сталі 15Х2МФА(ІІІ) під час випробувань на витривалість. В сталі 15Х2МФА(І) вже на ранніх стадіях циклічного навантаження при $\epsilon_a=0,3...0,7\%$ утворюються мікротріщини, розміри і густина яких з напруцюванням збільшуються.

На рис. 107 зображена залежність опору крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(І) при статичному $K_{Ic}(K_c)$ і циклічному K_{fc}^1, K_{fc}^k навантаженнях від середньої відстані між мікротріщинами \bar{r} , а також залежність розрахованого розміру пластичної зони від K_{Ic} . Якщо розмір пластичної зони у вістрі тріщини менший від середньої відстані між мікротріщинами $r_y/\bar{r} < 1$, то циклічне навантаження знижує K_{Ic} , K_{fc}^1 і K_{fc}^k , однак при $r_y/\bar{r} > 1$ збільшення напруцювання збільшує $K_{Ic}(K_c), K_{fc}^1, K_{fc}^k$.

Залежність $K_{Ic}(K_c), K_{fc}^1, K_{fc}^k$ сталі 15Х2МФА(І) при 123 К. Перехід до крихкого руйнування при циклічному навантаженні (K_{fc}^1, K_{fc}^k) в усіх випадках відбувається при $r_y/\bar{r} < 1$ і тому зі збільшенням напруцювання K_{fc}^1, K_{fc}^k не збільшуються.

На підставі отриманих експериментальних даних і щойно викладених міркувань запропоновано

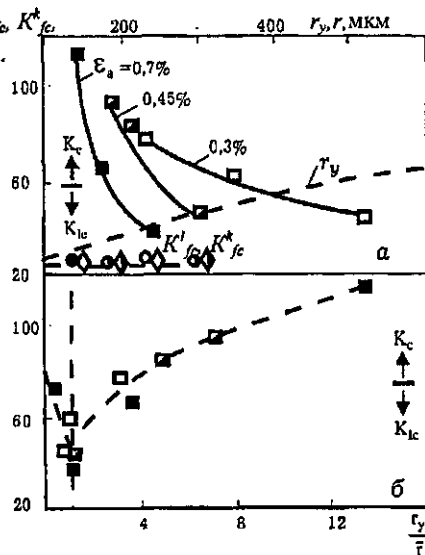


Рис. 107. Залежність критичних КІН сталі 15Х2МФА(І) при 123 К від \bar{r} (а) і r_y/\bar{r} (б)

підхід до прогнозування впливу попереднього циклічного деформування на опір крихкому руйнуванню [27]. У зв'язку з цим розглянемо схематичні залежності статичної в'язкості руйнування сталі 15Х2МФА(І) при 123 К і 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К від загальної енергії непружної деформації (рис. 108).

Для сталі 15Х2МФА(І) в'язкість руйнування K_{IC} з урахуванням попередньої циклічної пластичної деформації (рис. 108, а)

$$\tilde{K}_{IC} = K_{IC} - \Delta K_{IC}(\Delta\sigma_{0.2}, \Delta\sigma_{ск}) + \Delta K_{IC}(W),$$

де K_{IC} - в'язкість руйнування первісного матеріалу; $\Delta K_{IC}(\Delta\sigma_{0.2}, \Delta\sigma_{ск})$ - зміна в'язкості руйнування внаслідок прояву ефекту Баушингера, а також від зміни напруження сколювання; $\Delta K_{IC}(W)$ - зміна в'язкості руйнування, обумовлена енергією непружної деформації, яка розсіюється в матеріалі при циклічному навантаженні.

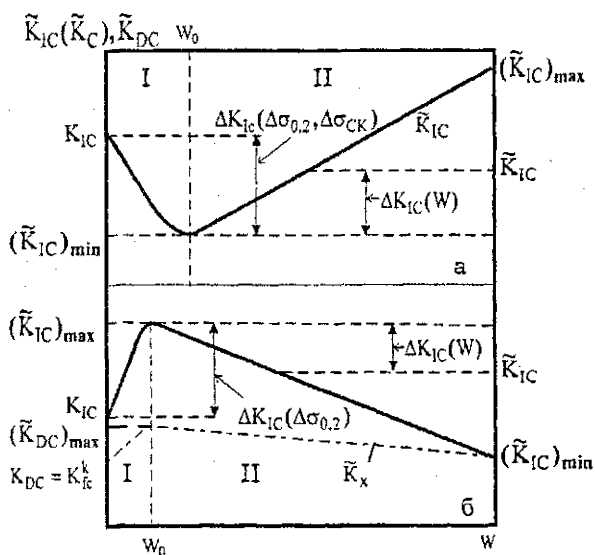


Рис. 108. Схематична залежність статичної і динамічної в'язкості руйнування сталі 15Х2МФА(І) (а) при 123 К і сталі 15Х2МФА(ІІІ) (б) при 293 К від питомої енергії непружної деформації

В'язкість руйнування сталі 15Х2МФА(III) з урахуванням впливу попередньої пластичної деформації (рис.108, б)

$$\bar{K}_{Ic} = K_{Ic} + \Delta K_{Ic}(\Delta\sigma_{0,2}) - \Delta K_{Ic}(W). \quad (87)$$

Враховуючи рівняння (34) і приймаючи, що

$$\Delta K_{Ic}(\sigma_{0,2}) = \left(\frac{\sigma_{ск}^u}{7,431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^u} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \right], \quad (88)$$

$$K_{Ic}(W) = \frac{1}{7,431(\sigma_{0,2}^u)^2} \left[\sigma_{ск}^3 - (\sigma_{ск}^u)^3 \right]. \quad (89)$$

В рівняннях (88) і (89) $\sigma_{0,2}^u$ визначають за результатами дослідження закономірностей непружного циклічного деформування на ділянці стабілізації при заданій амплітуді пружнопластичної деформації.

Рівняння (34), (87) - (89) дають змогу прогнозувати вплив попереднього циклічного навантаження на опір крихкому руйнуванню циклічно знеміцнювальних сталей при статичному навантаженні.

Як впливає з аналізу даних (рис. 105, б), спадні ділянки залежностей $\bar{K}_{Ic}-W$ є прямолінійними і при різних амплітудах пружнопластичної деформації мають приблизно однакові кути нахилу до осі абсцис. Таким чином, наближено можна вважати, що для сталі 15Х2МФА(III) зменшення в'язкості руйнування \bar{K}_{Ic} за цикл є сталою величиною:

$$(\Delta K_{Ic} / \Delta W)_{\epsilon_{a1}} = (\Delta K_{Ic} / \Delta W)_{\epsilon_{a2}} = \dots = k_w = const. \quad (90)$$

Параметр k_w має розмірність МПа $\sqrt{м}$ /(МДж/м³) і характеризує інтенсивність окрихчення матеріалу при циклічному навантаженні.

Рівняння (87) з урахуванням (88) і (90) матиме вигляд:

$$\bar{K}_{Ic} = K_{Ic} + \left(\frac{\sigma_{ск}}{7,431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^u} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \right] - k_w(W - W_0). \quad (91)$$

Приймаючи наближено $W_0 = 0$, отримаємо

$$\tilde{K}_{lc} = K_{lc} + \left(\frac{\sigma_{ex}}{7,431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^n} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \right] - k_w W. \quad (92)$$

Для прогнозування впливу попередньої циклічної деформації на K_{lc} необхідно визначити K_{lc} недеформованого матеріалу згідно з [38]. З рівняння (34) за відомим порогом текучості визначаємо K_{lc} для непошкодженого матеріалу. Величину $\sigma_{0,2}^n$ визначаємо на основі залежності (рис. 105), побудованої за результатами дослідження закономірностей пластичного деформування матеріалу. Параметр k_w можна визначити таким чином. Під час випробувань гладкого зразка на циклічну міцність при заданій амплітуді пружнопластичної деформації після появи поверхневої мікротріщини завдовжки 0,5...1,5 мм випробування припиняють. Після цього вирощують тріщину з дотриманням рекомендацій стандарту [38] і визначають в'язкість руйнування $(\tilde{K}_{lc})_{min}$. Остаточню з формули (90)

$$k_w = \frac{(\tilde{K}_{lc})_{max} - (\tilde{K}_{lc})_{min}}{W - W_0}. \quad (93)$$

На рис. 105,6 зображені розраховані залежності опору крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(III) при статичному навантаженні від питомої енергії непружної деформації. Враховуючи, що для сталі 15Х2МФА(III) при відносному напруцюванні $\bar{N}=0,3$ критерій (20) не виконується, розрахункові залежності $K_{lc}-W$ будували таким чином. З рівняння (34) визначали напруження сколювання, яке при $K_{lc}=65,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ і $\sigma_{0,2}^n=954 \text{ МПа}$ дорівнює 2900 МПа . Використовуючи експериментальну залежність $\sigma_{0,2}^n-\bar{N}$ для $\varepsilon_d=0,3\%$ (див. рис. 23), з рівняння (34) при $\sigma_{cr}^n=\text{const}$ отримували залежність $\tilde{K}_{lc}-\bar{N}$ ($\bar{N}<0,3$) (див. рис. 105). Проводячи лінії через розрахункову ($\bar{N}=0,3$, $\tilde{K}_{lc}=68,7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) і експериментальну ($\bar{N}=0,6$, $\tilde{K}_{lc}=53 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) точки, одержували залежність $\tilde{K}_{lc}-\bar{N}$ ($\bar{N}>0,3$), з якої визначався коефіцієнт циклічного окрихчення $k_w=0,0358 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} / (\text{МДж}/\text{м}^3)$.

Залежності $\tilde{K}_{lc}-\bar{N}$ при $\bar{N}=0,3$ для інших значень ε_d розраховувалися аналогічно, а при $\bar{N}>0,3$ - за формулою (92) при $k_w=0,0358 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} / (\text{МДж}/\text{м}^3)$.

Виявилося, що розрахункові і експериментальні залежності задовільно узгоджуються за винятком $\bar{N}=0,3$, де при визначенні \tilde{K}_{Ic} умова плоскої деформації не виконувалась (рис. 105, табл. 15).

Таблиця 15

Порівняння розрахункових і експериментальних даних в'язкості руйнування K_{Ic} сталі 15Х2МФА (III) при 293К

$\varepsilon_a, \%$	$\sigma_{0,2}^u, \text{МПа}$	\bar{N}	$K_{Ic} (K_c), \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$		Похибка, %
			експер.	розрах.*	
0	954	0	65,3	-	-
0,3	930	0,3	73,0	68,7	5,9
0,3	930	0,6	60,0	53,1	11,5
0,45	820	0,3	91,0	88,4	2,9
0,45	820	0,6	88,5	72,8	24,4
0,7	800	0,3	120	92,9	22,5
0,7	800	0,85	48,3	64,2	32,9

* обчислення проводили за формулою (91);

$\sigma_{0,2}^u$ визначали при відносному напруженні $\bar{N}=0,3$.

За аналогією з рівнянням (91) динамічна в'язкість руйнування сталі 15Х2МФА(III) з урахуванням циклічного напруження (див. рис. 108) дорівнює

$$\tilde{K}_{DC} = K_{DC} + \left(\frac{\sigma_{ck}}{7,431} \right)^3 \left[\left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^{d'}} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{0,2}^d} \right)^2 \right] - k'_w (W - W_0), \quad (94)$$

де $\sigma_{0,2}^d, \sigma_{0,2}^{d'}$ - відповідно поріг текучості при динамічному навантаженні матеріалу у первісному стані і матеріалу після циклічного навантаження; K_{DC} - динамічна в'язкість руйнування первісного матеріалу.

Коефіцієнт k'_w визначають аналогічно до k_w .

Подібним чином оцінюється також вплив попереднього циклічного навантаження на мінімальну циклічну в'язкість руйнування.

Таким чином, попереднє пружнопластичне деформування до моменту зародження тріщини істотно впливає на характеристики в'язкості руйнування при статичному, циклічному і динамічному навантаженнях. Цю обставину необхідно обо-

в'язково враховувати при розрахунках довговічності відповідальних конструкцій за критеріями крихкої міцності.

Як відомо, однією з основних причин крихкого руйнування конструкцій є їх повторне навантажування під час експлуатації, причому його негативний вплив зі зниженням температури збільшується. Окрихчення матеріалу за таких обставин відбувається вже при напруженнях, менших від межі витривалості [67].

Нижче приведені результати дослідження впливу експлуатаційного напруцювання на опір крихкому руйнуванню сталі 20Л - матеріалу корпусу автозчіплювача вантажного вагону [9,31]. Характеристики механічних властивостей сталі 20Л отримані на зразках, вирізаних із зони концентрації напружень корпусів автозчіплювачів, що експлуатувалися різний час, наведені у табл. 16. Компактні зразки завтовшки 11 мм для випробування на тріщиноотривкість вирізували з перемички хвостовика корпусу автозчіплювача (див. рис. 70). Циклічну тріщиноотривкість визначали відповідно до рекомендацій [138,139,150] при $R=0,1$. Збільшення напруцювання з 11 до 31 року (рис. 109) істотно знижує критичні КІН K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{lc} при 213 К. При цьому характеристикою, найбільш чутливою до експлуатаційного напруцювання, є мінімальна циклічна в'язкість руйнування. Із збільшенням напруцювання з 11 до 31 року K_{fc}^1 знижується приблизно вдвічі. З порівняння K_{fc}^1 і K_{lc} випливає, що їх відношення збільшується з 1,6 при $t=11$ років до 2,6 при $t=31$ рік. Зі збільшенням експлуатаційного напруцювання збільшується також відношення K_{lc}/K_{fc}^1 , яке при $t=31$ рік становить 1,9.

Необхідно відзначити, що оскільки під час визначення $K_Q^{5\%}$, K_Q^{max} , K_{fc}^k (напруцювання 11...31 рік) і K_{fc}^1 (напруцювання 11 років) при 213 К умова максимальної скутості деформації не виконувалася (з вигляду діаграми $P-V$), ці характеристики є до певної міри умовними і можуть порівнюватися тільки при однакових розмірах зразків і довжинах тріщини. В'язке підростання тріщини при статичному навантаженні при 213 К спостерігалось тільки у зразках з мінімальним напруцюванням.

Таблиця 16
Характеристики тріщинозривності сталі 20Л

Напрацювання, років	T, К	δ_c , мм	$K_Q^{5\%}$	K_Q^{max}	K_{fc}^1	K_{fc}^k
11	213	24	45	73	47,3	64
	293					
21	213	14	43	72	36	50
	293					
31	213			60	27	47
	293					
без напрацювання	293	30				

Таким чином, в умовах холодного клімату розрахунків на крихку міцність матеріалу автозчіплювачів необхідно проводити за критичними КІН при циклічному навантаженні з урахуванням впливу на ці характеристики експлуатаційної наробки. Оскільки при температурі 293 К застосування параметрів лінійної механіки руйнування для оцінювання граничного стану зразків з тріщиною (товщина 11 мм) із сталі 20Л при статичному навантаженні не є чинним, був використаний підхід нелінійної механіки руйнування, заснований на визначенні критичного розкриття вістря тріщини.

На рис. 110 зображена залежність критичного розкриття δ_c вістря тріщини сталі 20Л при 293 К від часу експлуатації. Розкриття тріщини визначали за навантаженням, що відповідає 5% січній на діаграмі P-V. Характеристика δ_c досить чутлива до напруження: з її збільшенням до 31 року δ_c сталі 20Л зменшується майже втричі порівняно з первісним станом - з

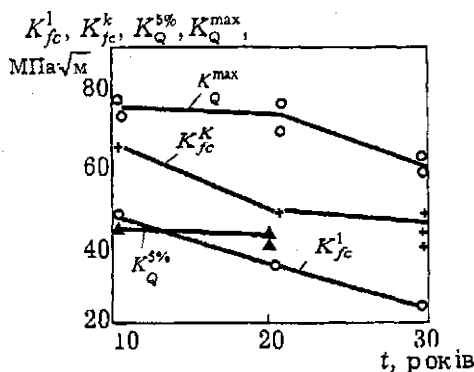


Рис. 109. Залежність критичних КІН $K_{fc}^1, K_{fc}^k, K_Q^{5\%}, K_Q^{max}$ сталі 20Л при 213 К від часу експлуатації

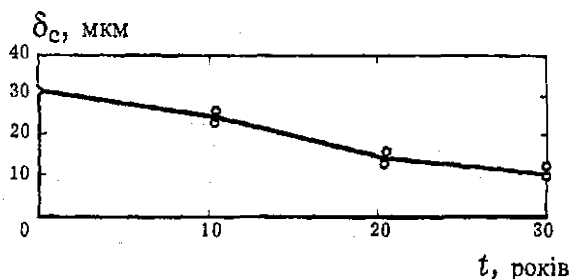


Рис. 110. Залежність критичного розкриття вістря тріщини в зразках із сталі 20Л при 293 К від часу експлуатації

30 до 11 мкм. Згідно з [91,270] за умов плоского напруженого стану розкриття тріщини може бути визначене за формулою

$$\delta_c = K_{Ic}^2 / \sigma_{0,2} \cdot E$$

Оскільки, як вже відзначалось вище, із збільшенням часу експлуатації поріг текучості сталі 20Л збільшується, то згідно з цією формулою критичне розкриття тріщини повинно зменшуватись.

Отримані результати про вплив експлуатаційного напруцювання на критичні КІН при статичному $K_Q^{5\%}$, K_Q^{max} і циклічному K_{fc}^I і K_{fc}^k навантаженні, а також на критичне розкриття тріщини сталі 20Л узгоджуються з результатами інших авторів. У працях [74,330] виявлене істотне зниження в'язкості руйнування K_{Ic} заліза після одноразового пластичного деформування (вальцювання) і зменшення критичного розкриття тріщини в корпусній теплоотривкій сталі А-538 (0,23% С; 1,5% Мn; 0,5% Ni; 0,5% Мо) і високоміцних сталях НТ80 і НТ130 після попереднього пластичного деформування на 10%. Однак різний характер зміни інтенсивності вивільнення пружної енергії деформації G_{Ic} сталі 20Л залежно від тривалості циклічного напруцювання при $N_T=10^5$ циклів помічений в праці [55].

ВПЛИВ ПЕРЕВАНТАЖЕННЯ ТІЛА З ТРІЩИНОЮ НА ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ ЗА СТАТИЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

5.1. Моделі крихкого руйнування тіла з тріщиною з урахуванням перевантаження

Відомо, що за певних умов попереднє одноразове перевантаження зразка з тріщиною позитивно впливає на опір крихкому руйнуванню матеріалів.

Так званий метод попереднього теплового навантажування (ПТН) (warm prestress) полягає в навантажуванні і розвантажуванні елемента конструкції з тріщиною при температурі, яка перевищує температуру експлуатації. Цей метод дає змогу збільшити в'язкість руйнування феритних сталей, особливо якщо температура попереднього навантажування перевищує температуру в'язко-крихкого переходу [26, 76, 200, 251-256, 261, 262, 300, 306, 325, 334, 348, 358, 366, 379, 407].

У загальному випадку ефект ПТН обумовлений такими чинниками:

а) при підвищеній температурі створюється холодно-деформована структура, яка стійкіша до руйнування сколюванням, тобто попередня розтягуюча деформація впливає зміцнююче;

б) після попереднього навантаження змінюється геометрія тріщини, оскільки вона затуплюється, що приводить до зміни напружено-деформованого стану зразка і при повторному навантаженні при нижчій температурі слід розглядати вже не тріщину, а надріз;

в) в околі вістря тріщини на стадії розвантаження виникають залишкові стискаючі напруження.

На рис. 111 схематично зображена температурна залежність в'язкості руйнування в області в'язко-крихкого переходу і відповідна зміна КІН. Згідно з цією схемою попереднє навантаження і розвантаження здійснюються при підвищеній температурі (T_1), потім конструкція охолоджується і знову навантажується при нижчій

температурі (T_2). Поведінка матеріалу при такому навантаженні може бути передбачена за допомогою локальних критеріїв [231,261,262]. У випадку маломасштабної текучості коректне передбачення ефекту теплового перевантаження виконане Каррі [262] на основі моделі Р. Річі, Дж. Нотта і Дж. Райса [407]. Досить вірогідні розрахунки для випадку загальної текучості виконав Ф. Беремін, використовуючи розподіл Вейбулла і результати чисельного аналізу [234].

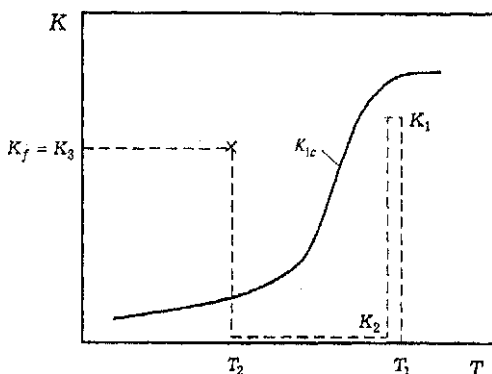


Рис. 111. Схема ПТН

Цікавий підхід до прогнозування впливу ПТН на опір крихкому руйнуванню в умовах маломасштабної текучості є в працях Г.Челла зі співробітниками [251,253,254]. Як критерій руйнування використовувався J_e - інтеграл [235]. Було виявлено, що після ПТН пластичність при охолодженні, внаслідок збільшення порогу текучості зникає [255]. В пластичній зоні після ПТН утворюється область залишкових пластичних деформацій, де при низькій температурі текучість буде відсутня доти, доки напруження від зовнішнього навантаження не перевищать поріг текучості. Ця зона, на відміну від зони, де можлива пластична текучість, називається залишковою зоною.

Основним механізмом пластичного деформування є рух дислокацій [236,250]. Відповідно до запропонованого критерію руйнування в пластичній і залишковій зонах відбуватиметься, якщо досягається критична сила на всіх активних дислокаціях при низькій температурі (тобто в пластичній зоні). Ця сила оцінюється J -інтегралом, що має тільки пружну складову J_e [235]. Оскільки J_e залежить від шляху, то його обчислюють тільки на контурі, який охоплює рухомі дислокації, тобто на межі поділу пластичної і залишкової зон (рис. 112). Тут Γ_1 - пружнопластичний контур, утворений від

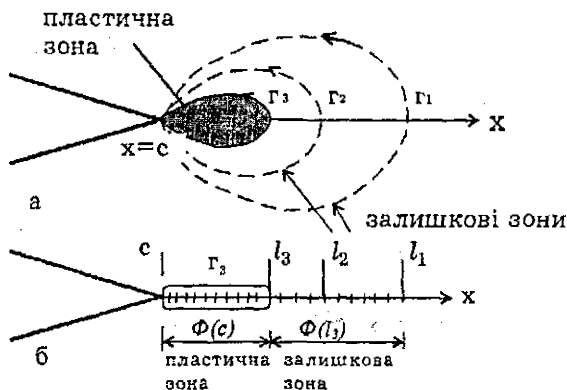


Рис. 112. Схематичне зображення зон пластичної і залишкової деформації (а); пластична зона є область, де проходить рух дислокацій і залишкова зона - область, де дислокації нерухомі (б) [254]

ПТН при температурі T_1 , Γ_2 - границя пластичної зони стиску, яка формується під час розвантаження при T_1 . За повторного навантаження нова пластична деформація, обмежена контуром Γ_3 , буде визначатися не тільки прикладеним навантаженням, але й розміром залишкових зон Γ_1 і Γ_2 . Таким чином, J_e слід обчислювати уздовж контура Γ_3 .

Допустивши, що руйнування здійснюється за умови $J_e = J_c$, з урахуванням залежності $J_c = K_{lc}^2 / H$ [255]

$$J_e = K_{lc}^2 / H \quad (95)$$

Було прийнято припущення, що напруження в пластичній зоні однорідні і дорівнюють напруженню текучості. На рис. 113 представлені схеми ПТН, а також відповідні незалежні стани, суперпозиція яких дає результуючий стан. Тут σ_i - напруження, прикладене на i -му ступеню навантаження; σ_i - напруження текучості при температурі T_i , що відповідає i -й сходинці навантаження. Розмір пластичної зони $s_i = a_i - c$. В загальному випадку сходинки навантаження 1 і 2 можуть здійснюватись при різних температурах T_1 і T_2 , де $T_1 > T_2 > T_3$.

Розглядалися три випадки ПТН [254]

Випадок 1

Цей випадок відповідає режиму

$$\sigma_1 / \bar{\sigma}_2 > (\sigma_1 - \sigma_2) / (\bar{\sigma}_1 + \bar{\sigma}_2) > (\sigma_3 - \sigma_2) / (\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_2), \quad (96)$$

що еквівалентно $S_1 > S_2 > S_3$ (рис. 113, а).

Випадок 2

Умова

$$\begin{aligned} \sigma_1 / \bar{\sigma}_1 > (\sigma_3 - \sigma_1) / (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) > (\sigma_3 - \sigma_2) / (\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_2) > \\ > (\sigma_1 - \sigma_2) / (\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2) \end{aligned} \quad (97)$$

рівносілляна умові $S_1 > S_3 > S_2$ (рис 113, б).

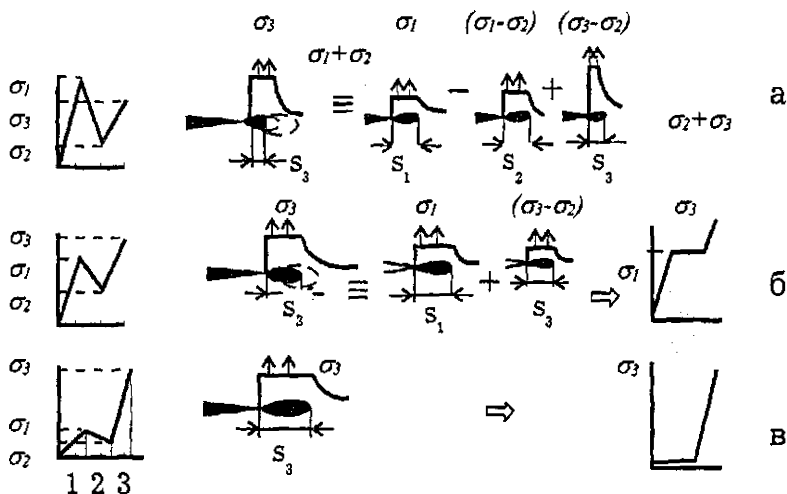


Рис. 113. Схематичне зображення ПТН і окремі компоненти стану:
а - випадок $S_1 > S_2 > S_3$; б - $S_1 > S_3 > S_2$; в - $S_3 > S_1 > S_2$ [254]

Випадок 3

Умова

$$\begin{aligned} (\sigma_3 - \sigma_1) / (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1) > \sigma_1 / \bar{\sigma}_1 > (\sigma_2 - \sigma_3) / (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_2) > \\ > (\sigma_1 - \sigma_2) / (\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2) \end{aligned} \quad (98)$$

рівносілляна умові $S_3 > S_1 > S_2$ (рис 113, в).

В термінах КІН на різних сходинках навантажування вирази для критичного КІН K_f , обумовленого ПТН, мають такий запис [334]:

Випадок 1

$$K_{lc}^2 = \bar{\sigma}_3 \left[\frac{K_1}{\sigma_1} (1 - f_{21}) - \frac{K_1^2}{2\bar{\sigma}_1} (1 - f_{32}) + \frac{K_f}{\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1} \right], \quad (99)$$

де

$$f_{21} = f \left(Z = \left[\frac{K_f \bar{\sigma}_1}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_1} \right]^2 \right), \quad (100)$$

$$f_{32} = f \left(Z = \left[\frac{2K_f \bar{\sigma}_1}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_1} \right]^2 \right) \quad (101)$$

Випадок 2

$$K_{lc}^2 = \sigma_3 \left[\frac{(K_f - K_1)^2}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_1} + \frac{K_1^2}{\bar{\sigma}_1^2} (1 - f_{31}) \right], \quad (102)$$

$$f_{31} = f \left(Z = \left[\frac{K_f - K_1}{(\bar{\sigma}_3 + \bar{\sigma}_1) K_1} \right]^2 \right) \quad (103)$$

Випадок 3

$$K_f = K_{lc}, \quad (104)$$

K_{lc} відповідає температурі T_3 ; $f(z) = (1-z)^2$.

Порівняння розрахункового критичного КІН K_f (99)-(103) з експериментальними даними [254] свідчить про їх задовільний збіг [76]. Разом з тим формула (104), яка використовується для випадку 3 ($S_3 > S_1 > S_2$), дає консервативну занижену оцінку ефекту ПТН при порівнянні з експериментом, наприклад [254].

На рис. 114 схематично зображена зміна критичного КІН K_f з величиною K_I у випадку навантаження за траєкторією, яка відповідає рис. 111 [252]. При відносно низьких (порівняно з критичним) рівнях навантаження збільшення K_f обумовлене залишковими стискаючими напруженнями. При подальшому збільшенні K_I починають

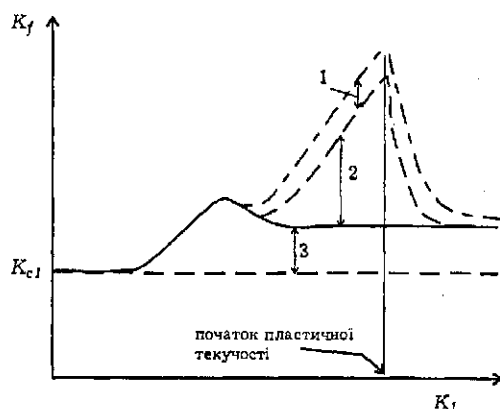


Рис. 114. Зміна критичного КІН відносно рівня попереднього навантаження: 1 - вплив деформаційного зміцнення; 2 - затуплення вістря тріщини; 3 - залишкові напруження [252]

впливати такі чинники, як затуплення вістря тріщини і деформаційне зміцнення. При цьому вплив залишкових напружень може зменшуватись. Це означає, що розв'язки, котрі ґрунтуються на лінійній механіці руйнування, можуть давати завищені оцінки.

Необхідно відзначити, що збільшення опору крихкому руйнуванню феритних сталей з використанням ПТН можливе при виконанні таких умов [252]:

1) руйнування повинно перебігати за механізмом сколювання;

2) напруження пластичної течучості сталі між тепловим перевантаженням і кінцевим руйнуванням повинні збільшуватися. Всі попередньо викладені підходи можна застосувати у випадку, коли повністю відсутній докритичний ріст тріщини між тепловим перевантаженням і кінцевим руйнуванням. Під час дослідження впливу підростання тріщини за циклічного навантаження на ефект теплового перевантаження сталі А533 виявлено [306], що коли при перевантаженні втомна тріщина росте, для прогнозування значення K_f необхідно використати кінцеву довжину тріщини і максимальний КІН циклу K_{max} . При цьому K_f не залежить від того, чи остаточна довжина тріщини досягається за рахунок втомного росту втомної тріщини, чи

від стабільного підростання при постійному навантажуванні при високій температурі T_1 (див. рис. 111). Теоретичні і експериментальні дослідження впливу докритичного росту тріщини в проміжку між тепловим перевантаженням і руйнуванням на характеристики тріщинотривкості виконані в умовах маломасштабної текучості [252,306].

Аналіз моделей, які описують вплив ПТН на опір крихкому руйнуванню, свідчить, що всі вони до певної міри обмежені, оскільки враховують тільки один-два визначальні параметри. У більшості випадків враховують тільки температурну зміну напружень текучості, а також розміри залишкових пластичних зон на різних сходінках ПТН [76,251-254]. Найповнішою є модель [234], що враховує крім залишкових пластичних зон ще затуплення вістря тріщини, температурну залежність порогу текучості та модуля пружності. Модель [262] враховує залишкові стискувальні напруження, а також вплив на критичний КІН K_{Ic} деформаційного старіння.

5.2. Вплив параметрів перевантаження

Вплив ПТН ($T=293...623$ К) зразків з тріщиною на опір крихкому руйнуванню досліджували на електрогідравлічній випробувальній машині "Гідропульс 400 кН" під час позацинтового розтягу компактних зразків завтовшки 25 і 50 мм (див. рис. 39). Вимірювали розкриття вістря тріщини і переміщення уздовж лінії дії сили (див. рис. 43). Діаграми $P-V$ і $P-\delta$ записували на двокоординатний самописець та магнітний диск.

ПТН компактних зразків завтовшки 50 мм здійснювали за трьома основними схемами (рис. 115). Параметри режимів ПТН наведені у табл. 17.

Крім цих схем навантаження для компактних зразків завтовшки 50 мм була реалізована ще одна схема, в якій після перевантаження при T_1 йшло розвантаження при $T_2=T_1$, і зразок піддавали циклічному навантаженню певну кількість разів. Потім зразок охолоджували до температури T_3 і збільшували навантаження до руйнування. У всіх випадках руйнування зразків відбувалося при кімнатній температурі. Первинні втомні тріщини вирощували згідно з рекомендаціями [38]. При цьому на останньому етапі для зразків завтовшки 50 мм контролювали нерегулярний ріст

втомної тріщини і припиняли навантаження в момент переходу від ділянки затримки до неперервного РВТ. Це забезпечувало отримання мінімального значення критичного КІН (див. п. 6.3).

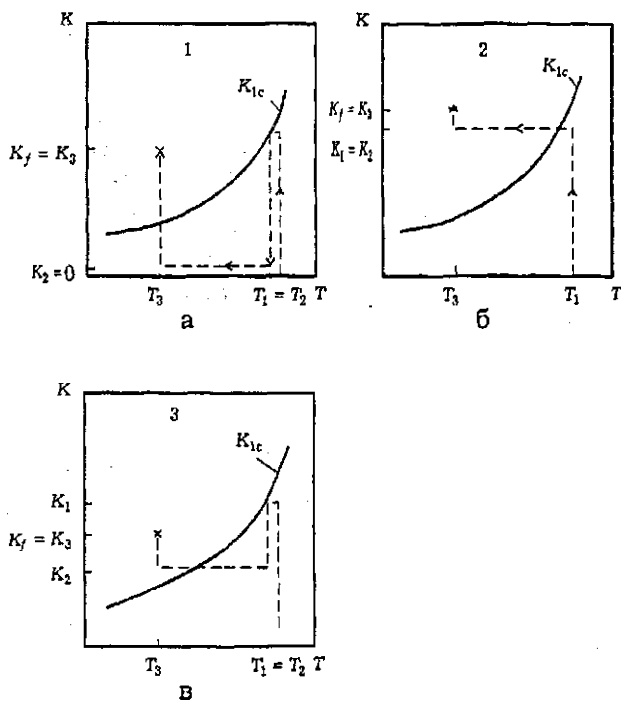


Рис. 115. Схема ПТН компактних зразків завтовшки 50 мм:
а - з повним розвантаженням; б - без розвантаження; в - з частковим розвантаженням

Таблиця 17

Параметри ПТН компактних зразків завтовшки 50 мм

Схема навантаження	T_1, K	\bar{K}_1^*	T_2, K	\bar{K}_2^{**}
1	573	0,85	300	0
1	423	0,85	150	0
1	373	0,85	100	0
1	423	0,7	150	0
1	423	0,85	150	0
2	423	0,7	150	0,50
2	423	0,85	150	0,70
2	423	0,7	150	0,70
3	423	0,85	150	0,85

* $\bar{K}_1 = K_1/K_{Ic}$, де K_{Ic} визначали при температурі T_1 ;

** $\bar{K}_2 = K_2/K_{Ic}$, де K_{Ic} визначали при температурі $T_2 = T_1$.

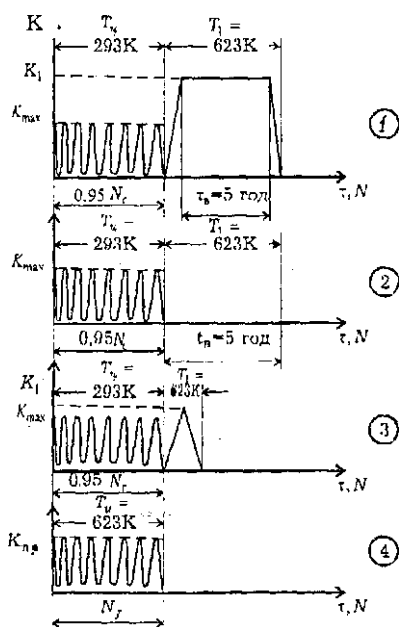


Рис. 116. Схема ПТН компактних зразків з тріщиною ($t=25$ мм)

Досліджено також вплив ПТН компактних зразків завтовшки 25 мм на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(Ш). Схеми ПТН таких зразків зображені на рис. 116. Первинні втомні тріщини вирощували при кімнатній температурі, частоті навантаження 25 Гц і $R = 0,1$. На останній стадії швидкість РВТ не перевищувала 1×10^{-8} м/цикл. Після цього навантаження збільшували до рівня $K_{max} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} > K_{Ic}^I$ і з частотою 5 Гц навантажували N_c разів до крихкого стрибка тріщини. Потім досліди продовжували за такими схемами (див. рис. 116).

За схемою 1 зразок навантажували при $K_{max}=31 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ і температурі 293 К. Кількість циклів становила $N=0,95N_c$. Потім, зразок розвантажували, піднімали температуру до 623 К і статично навантажували до рівня $K_I=K_{Ic}$ (визначеного при 293 К) та витримували при цьому навантаженні 5 год. Далі зразок розвантажували, вимикали нагрівання і охолоджували разом з піччю. За стандартною методикою визначали в'язкість руйнування.

Схема 2 аналогічна схемі 1, за винятком того, що $K_{max}=33 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ і витрим зразка при 623 К протягом 5 годин відбувався у розвантаженому стані.

За схемою 3 циклічне навантаження також здійснювали при температурі 293 К, потім зразок нагрівали до 623 К і одноразово перевантажували до рівня K_I, K_{Ic} 293 К, після чого зразок охолоджували до 293 К і визначали K_f .

Відповідно до схеми 4 зразок циклічно навантажували при температурі 623 К визначену кількість циклів при різних значеннях K_{max} . Потім зразок розвантажували, знижували температуру і при 293 К визначали критичний КІН K_f . Слід відзначити, що злами всіх зразків були крихкими, без помітного в'язкого підростання тріщини. Діаграми $P-V$ були лінійними до моменту руйнування.

Результати досліджень представлені на рис. 117, 118 і

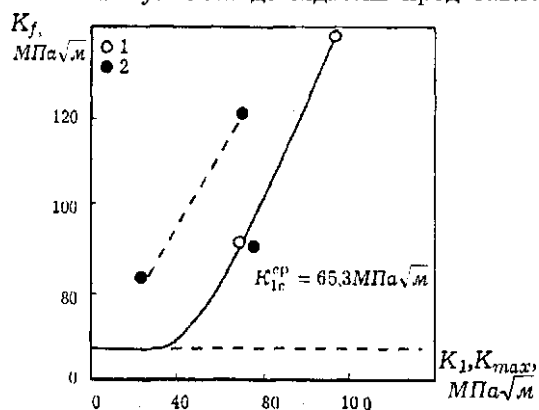


Рис. 117. Залежність критичного КІН K_f сталі 15Х2МФА(III) при 293 К від рівня одноразового K_I (1) і циклічного K_{max} (2) перевантаження

в табл. 18. Із збільшенням рівня K_I без витримки при 623 К від 70 до 114 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ критичний КІН K_f сталі 15Х2МФА (III) при 293 К збільшується до 140 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ (рис. 117), що більш ніж вдвічі перевищує первісну в'язкість руйнування [38].

Збільшення рівня K_{\max} на стадії попереднього циклічного навантаження при 623 К також збільшує критичний КІН K_f сталі 15Х2МФА (ІІІ) при 293 К. Причому за однакових максимальних значень K_I циклічне навантаження приводить до істотнішого (приблизно в 1,5 раза) збільшення K_f при 293 К порівняно з статичним.

Отримана ідентичність критичних КІН K_f сталі 15Х2МФА (ІІІ) при 293 К після однакового рівня статичного і циклічного перевантажень ($K_{\max} = K_I$) зразка з тріщиною при 623 К. В цьому випадку довжини тріщин були достатньо близькими ($l = 20,85$ мм і 17,56 мм відповідно для статичного і циклічного попереднього навантаження). Разом з тим в двох інших випадках попереднього циклічного перевантаження довжина тріщини становила відповідно 25,90 мм і 25,96 мм. Тому відмінність у впливі попереднього статичного і циклічного перевантаження на K_f може обумовлюватися різними довжинами тріщин і, як наслідок, різним напружено-деформованим станом.

Істотно, хоча й неоднозначно, впливає на опір крихкому руйнуванню рівень K_I при дослідженнях з витримкою. Збільшення K_I до 30,8 МПа $\sqrt{м}$ при витримці протягом 5 год при 623 К приблизно в 1,3 раза збільшує критичний КІН K_f порівняно з витримкою зразка без навантаження (рис. 118). Однак подальше збільшення K_I до 49,9 МПа $\sqrt{м}$ вже значно знижує опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА (ІІІ).

ПТН характеризувалося такими параметрами: критичний КІН $\bar{K}_f = K_f / K_{Ic}$ (K_{Ic} - критичний КІН при температурі руйнування зразків після ПТН, тобто при 293 К); $\bar{K}_I = K_I / K_{Ic}^{\Delta\theta}$

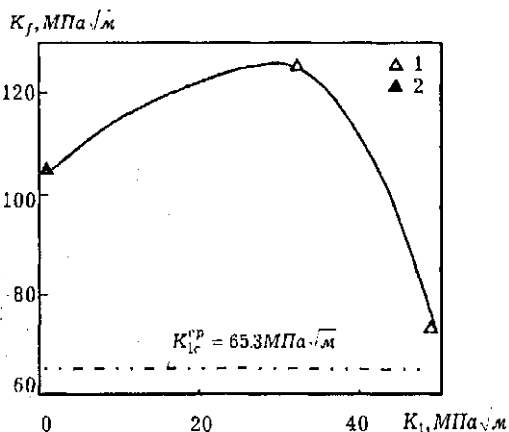


Рис. 118. Залежність критичного КІН K_f сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К від рівня K_I при витримці протягом 5 год при 623 К ($t=25$ мм)

Вплив режимів ПТН на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА (III) при 293 К, $t=25$ мм (рис.116)

№ за п	№ схе- ми	T_{cr} К	K_{max} МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_{max}/K_K	N циклів	Δ мм	T_b К	K_I МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_I	τ_w год	K_f МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_f	l мм	P_{max}	P_b	P_f
														кН		
1	1	293	31,6	0,47	1750	0,18	623	31,6	0,20	5	126	1,86	18,16	26,3	26,3	106
2	1	293	30,8	0,46	800	0,06	623	49,9	0,33	5	74	1,09	18,62	25,0	40,5	60,0
3	2	293	33,3	0,49	3800	0,15	623	0	0	5	104	1,53	20,68	24,5	0	76,5
4	3	293	30,8	0,46	1800	0,16	623	114	0,75	-	140	2,07	16,87	-	100	123
5	3	623	10,2	0,06	100000	2,38	623	70,0	0,46	-	92	1,36	20,85	7,5	50	67,4
6	4	623	23,4	0,15	29000	3,45	-	-	-	-	83	1,22	25,90	13,0	-	46,2
7	4	623	71,5	0,47	4700	4,65	-	-	-	-	120	1,77	25,96	39,0	-	65,0
8	4	623	70,2	0,45	300	0,31	-	-	-	-	89	1,32	17,56	60,0	-	76,0

($K_Q^{5\%}$ відповідає критичному КІН при температурі ПТН T_1);
 $\bar{K}_2 = K_2 / K_Q^{5\%}$ ($K_Q^{5\%}$ - відповідає критичному КІН при температурі T_2).

На рис. 119 зображена залежність критичного КІН K_f від температури T_1 при $\bar{K}_1 = 0,85$. Числові значення критичних КІН K_f , а також параметрів ПТН наведені в табл. 19.

Збільшення температури T_1 від 373 до 573 К спочатку збільшує, потім зменшує опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА (II) і сталі 15Х2МФА (III) при 293 К. Помітно, що для сталі 15Х2МФА(II) максимальне абсолютне значення $K_f = 171 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ досягається при температурі 423 К. Найбільше відносне зростання критичного КІН (в 3,2 раза) отримане для максимально окриженої сталі. Залежності K_f від температури перевантаження T_1 для сталей і зварного шва якісно збігаються з температурними залежностями K_Q^{max} при

статичному навантаженні без перевантаження (див. рис. 93), що визначається стандартним методом. Це свідчить про те, що абсолютне значення критичного КІН K_f значною мірою визначається рівнем КІН K_f .

Зварний шов 10ХМФТ(II) має найменший опір крихкому руйнуванню після ПТН ($T_1 = 373$ і 423 К) порівняно з основним металом - сталлю 15Х2МФА

(III). Таке співвідношення K_f для основного металу і зварного шва також якісно збігається з співвідношенням K_{Ic} вказаних матеріалів у первісному стані (рис. 93).

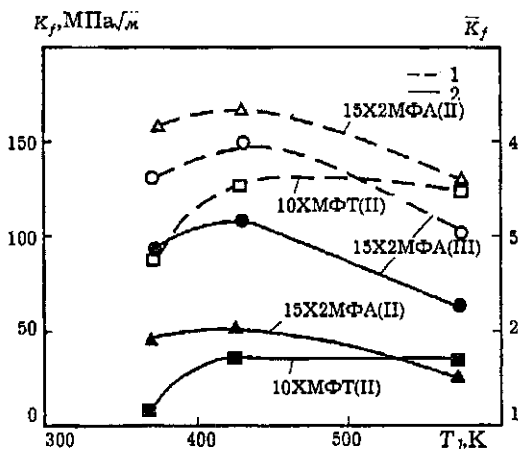


Рис. 119. Залежність критичного КІН K_f (1) і \bar{K}_f (2) від температури ПТН T_1 при $\bar{K}_1 = 0,85$; $K_2 = 0$

Вплив ПТН на овір крихкому руйнуванню матеріалів при 293 К ($t=50$ мм)

Матеріал	№ схе- ми	T_1 , К	K_{I1} , МПа $\sqrt{м}$	K_{I1}/K_{Ic}	T_2 , К	K_{21} , МПа $\sqrt{м}$	K_{21}/K_{Ic}	K_{f1} , МПа $\sqrt{м}$	K_{f1P} , МПа $\sqrt{м}$	K_{f1}/K_{Ic}	Похибка
Сталь 15Х2МФА (III)	1	373	127	0,85	373	0	0	133	118	2,83	11,3
	1	423	162	0,85	423	0	0	150	143	3,21	4,7
	1	573	122	0,85	573	0	0	107	90	2,27	15,8
	1	423	138	0,70	423	0	0	149	122	3,18	18,1
	2	423	147	0,70	423	105	0,50	154	130	3,27	15,6
	2	423	153	0,85	423	127	0,70	162	135	3,44	16,7
	3	423	133	0,70	423	133	0,70	146	118	3,10	19,1
	3	423	143	0,85	423	143	0,85	153	126	3,27	17,6
Сталь 15Х2МФА (II)	1	373	154	0,85	373	0	0	159	-	1,97	-
	1	423	144	0,85	423	0	0	171	-	2,10	-
	1	573	117	0,85	573	0	0	135	-	1,66	-
	1	423	106	0,70	423	0	0	174	-	2,15	-
	2	423	118	0,85	423	96	0,70	128	-	1,58	-
	3	423	117	0,85	423	117	0,85	140	-	1,73	-
Зварний шов Св10ХМФТ (II)	1	373	86	0,85	373	0	0	90	-	1,19	-
	1	423	108	0,85	423	0	0	129	-	1,71	-
	1	573	121	0,85	573	0	0	130	-	1,74	-
	2	423	121	0,85	423	99	0,70	122	-	1,62	-
	3	423	131	0,85	423	131	0,85	142	-	1,89	-

* похибку визначали за формулою

$$\frac{K_{f1} - K_{f1P}}{K_{f1}} \cdot 100 \%$$

Збільшення K_f , МПа $\sqrt{м}$
рівня перевантаження від $\bar{K}_1=0,7$ до 0,85 при $T_1=423$ К майже не впливає на критичний КІН K_f сталей 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) (рис. 120).

Можна допустити, що вказана закономірність зберігатиметься і для зварного шва 10ХМФТ(II).

Згідно з [38] циклічне навантаження на кінцевій стадії вирощування втомної тріщини не впливає на K_{fc} , якщо дотримується співвідношення

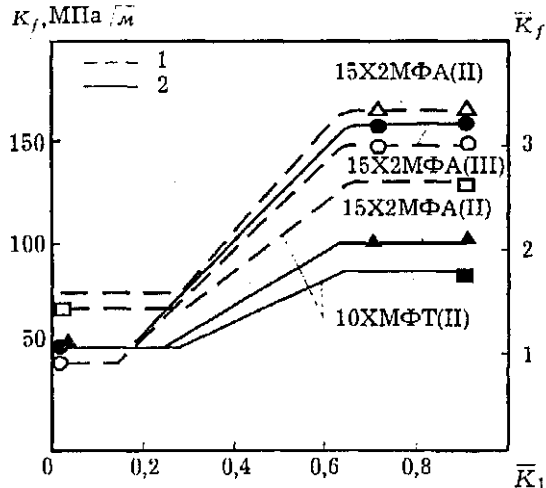


Рис. 120. Залежність критичного КІН K_f (1) і \bar{K}_f (2) сталі 15Х2МФА(II), 15Х2МФА(III) та зварного шва 10ХМФТ(II) при 293 К від величини перевантаження при 423 К: $K_2=0$, $t=50$ мм

$$K_{f_{max}} \leq 0,6(\sigma_{T1} / \sigma_{T2}) K_{fc} \quad (105)$$

де σ_{T1} , σ_{T2} - відповідний поріг текучості при температурі вирощування втомної тріщини і температурі випробувань на K_{fc} .

Відповідно до формули (105) перехід від горизонтальної ділянки до висхідної на рис. 120 для сталі 15Х2МФА (II) відбудеться при $\bar{K}_1=0,27$, для зварного шва 10ХМФТ (II) - при $\bar{K}_1=0,26$ і для сталі 15Х2МФА(III) - при $\bar{K}_1=0,13$. З приведених результатів (рис. 120) випливає практично важливий висновок про те, що однакового опору крихкому руйнуванню після ПТН можна досягнути за набагато нижчого (на 17%) рівня попереднього перевантаження K_1 .

Рівень розвантаження практично не впливає на критичний КІН K_f сталі 15Х2МФА (III) при 293 К ($\bar{K}_2=0\ldots0,85$) і зварного шва 10ХМФТ(II) ($K_2=0\ldots0,7$) (рис. 121). Зміна величини розвантаження обумовлює різний рівень залишкових напружень стиску в околі вістря тріщини. Отже,

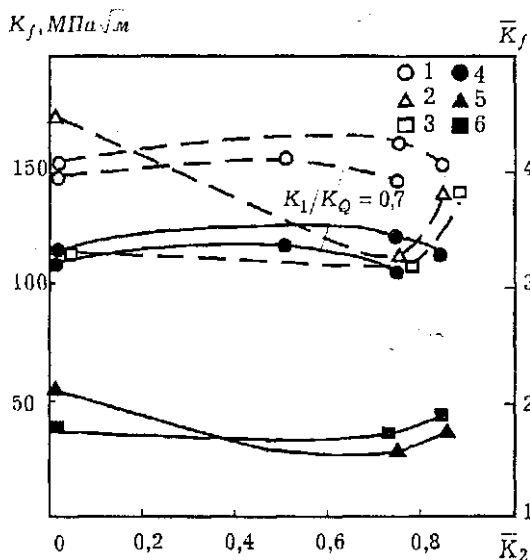


Рис. 121. Залежність критичного КІН K_{Ic} (1-3) і \bar{K}_I (4-6) сталі 15Х2МФА(ІІІ) (1,4), 15Х2МФА(ІІ) (2,5) і зварного шва 10ХМФТ(ІІ) (3,6) від величини розвантаження; $T_1=T_2=423$ К, $\bar{K}_1=0,85$

для вказаних матеріалів і режимів ПТН залишкові напруження не є визначальними у формуванні високого опору крихкому руйнуванню при статичному навантаженні K_f . Проте для сталі 15Х2МФА(ІІ) збільшення \bar{K}_2 від 0 до 0,7 зменшує критичний КІН K_{Ic} . Це свідчить, що залишкові стискувальні напруження відіграють певну роль у формуванні позитивного ефекту

ПТН для сталі 15Х2МФА (ІІ), яка є у первісному стані пластичнішою від сталі 15Х2МФА(ІІІ).

При вищих значеннях $\bar{K}_2=0,7..0,85$ зростання рівня K_2 підвищує критичний КІН K_{Ic} сталі 15Х2МФА (ІІ) і металу зварного шва 10ХМФТ (ІІ). Таким чином, при даних режимах ПТН для вказаних матеріалів основним чинником, що визначає руйнування зразка з тріщиною, є затуплення тріщини, яке збільшується із зменшенням міри розвантаження (K_1-K_2).

Експериментальні дані про вплив ПТН на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА (ІІІ) порівнювались з розрахунковою моделлю Г.Челла. Результати обчислень за формулами (99)-(104) представлені на рис. 122-124 і в табл. 19, задовільно збігаються з експериментальними даними, хоч і

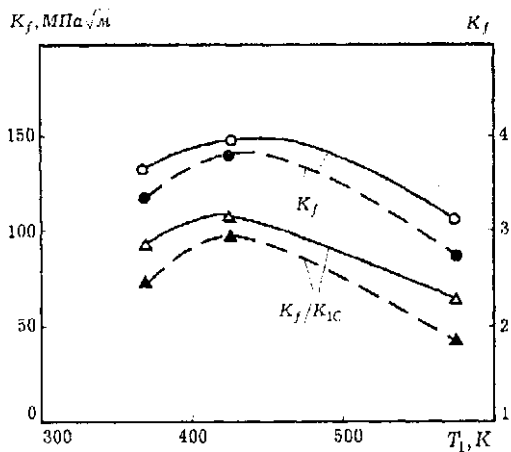


Рис. 122. Залежність критичного КІН K_f і \bar{K}_f сталі 15Х2МФА(ІІІ) від температури ІТН T_1 при $\bar{K}_1=0,85$, $K_2=0$; суцільні лінії - експеримент, штрихові - розрахунок за моделлю Г.Челла (формули (99)-(104))

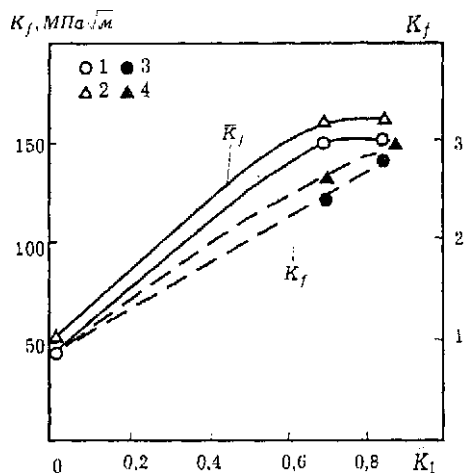


Рис. 123. Залежність критичного КІН K_f (1, 3) і \bar{K}_f (2, 4) сталі 15Х2МФА(ІІІ) від величини перевантаження при $T_1=T_2=243\text{ K}$, $K_2=0$. 1, 2 - експеримент, 3, 4 - розрахунок за моделлю Г.Челла

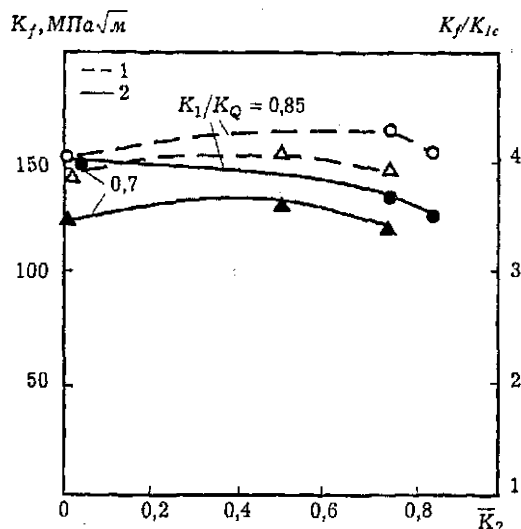


Рис. 124. Залежність критичного КІН K_I сталі 15Х2МФА(ІІІ) від величини розвантаження; $T_1=T_2=243\text{K}$: 1- експеримент; 2 - розрахунок за моделлю Г.Челла ((99)-(104))

дають дещо занижену оцінку впливу ПТН на опір крихкому руйнуванню. Найкращий збіг розрахунку з експериментом отриманий у випадку повного розвантаження зразка після ПТН (див. рис. 115, а).

Слід відзначити, що при всіх схемах ПТН (див. рис. 115) під час навантаження до K_I (сходінка 1) чи охолодження до температури T_3 тріщина не піростала.

5.3. Стійкість ефекту підвищення опору крихкому руйнуванню матеріалів під впливом експлуатаційних чинників

Рис. 125, 126, а також табл. 20 містять результати дослідження впливу циклічного навантаження при температурі 573 К після ПТН на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(ІІІ). Випробування проводили при таких рівнях циклічного навантаження: $K_{max}=55,8 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, що відповідає

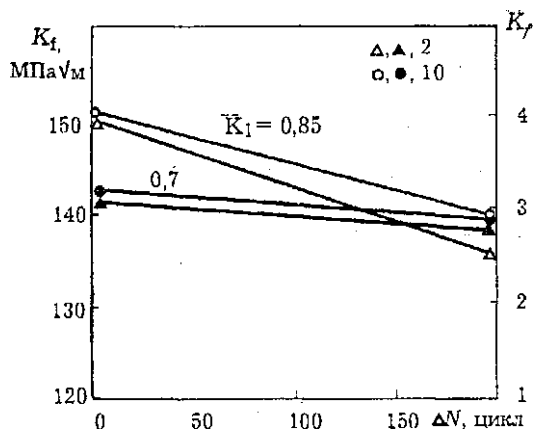


Рис. 125. Залежність критичного КІН (ясні значки) і \bar{K}_f (темні значки) сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293К від кількості циклів навантаження після ПТН при відсутності підростання тріщини $\Delta l/S_1$. Номер значка відповідає порядковому номеру в табл. 20

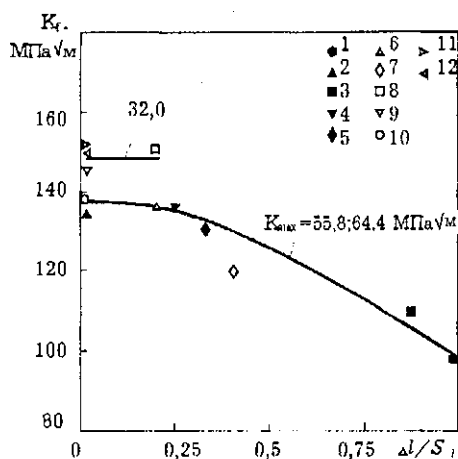


Рис. 126. Залежність критичного КІН K_f від довжини приросту тріщини після перевантаження $\Delta l/S_1$ (номер значка відповідає порядковому номеру в табл. 20)

Вплив ПТН і паступного циклічного навантаження на опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(ПІ) при 293 К
 $\tau=50$ мм, $K_2=0$

№ за п.	T_I , К	K_I , МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_I	T_y , К	K_{max} , МПа $\sqrt{м}$	ΔN , цикл	Δl , мм	$\Delta l/S_I$	K_f , МПа $\sqrt{м}$	\bar{K}_f	$\frac{K_{max}}{K_I}$
1	423	129	0,70	573	64,4	$8 \cdot 10^3$	6,8	0,99	99	2,1	0,499
2	423	130	0,70	573	64,4	$2 \cdot 10^2$	-	0	135	2,9	0,495
3	423	129	0,70	573	55,8	$9 \cdot 10^3$	1,56	0,85	111	2,4	0,432
4	423	142	0,85	573	64,4	$2 \cdot 10^2$	0,7	0,25	139	3,0	0,453
5	423	156	0,85	573	55,8	$6 \cdot 10^3$	0,75	0,28	131	2,8	0,357
6	423	145	0,85	573	55,8	$3,2 \cdot 10^4$	0,69	0,23	137	2,9	0,384
7	423	133	0,70	573	55,8	$9 \cdot 10^4$	0,74	0,40	117	2,5	0,419
8	423	138	0,70	573	32,0	$2 \cdot 10^4$	-	0,20	150	3,2	0,231
9	423	138	0,70	573	32,0	$1 \cdot 10^4$	0,33	0	145	3,1	0,231
10	423	138	0,85	573	55,8	$2 \cdot 10^2$	-	0	139	3,0	0,404
11	423	162	0,80	573	0	0	-	0	150	3,2	0
12	423	138	0,70	573	0	0	-	0	149	3,1	0

максимальному КІН у вістрі поверхневої напівеліптичної тріщини завглибшки 35 мм ($\bar{l}=0,25$), розміщеної уздовж твірної циліндричної частини корпусу реактора ВВЕР-440, при робочому тиску $p=12,5$ МПа; $K_{\max}=32$ МПа $\sqrt{м}$, що відповідає напівеліптичній тріщині в корпусі реактора ВВЕР-440 завглибшки 14 мм при такому ж тиску. Такі ж випробування були проведені після циклічного навантаження $K_{\max}=64,4$ МПа $\sqrt{м}$, що відповідає рівню КІН для тріщини однакової геометрії глибиною 35 мм при гідровипробуваннях корпусу реактора ВВЕР-440 тиском $p=16,25$ МПа. Циклічне навантаження ($N=200$ циклів) при 573 К після ПТН навіть без підростання втомної тріщини (рис. 125) спричиняє деяке (приблизно на 7...10%) зниження K_f порівняно з випробуваннями, в яких циклічного навантаження перед руйнуванням не було (див. рис. 115,а). Зниження ефекту ПТН після циклічного навантаження без підростання тріщини пов'язано з окрихченням матеріалу в околі вістря тріщини. Причому, так само як і при одноразовому ПТН, після циклічного навантаження рівень K_1 практично не впливає на критичний КІН K_f .

З аналізу результатів, зображених на рис. 126, випливає, що циклічне навантаження перед руйнуванням не діє на стійкість ефекту ПТН, якщо під час циклічного навантажування підростання тріщини не перевищує двох десятих розміру пластичної зони (на першій сходинці навантаження). Наступне підростання тріщини ($\Delta l > 0,2S_1$) при $K_{\max}=55,8$ і $64,4$ МПа $\sqrt{м}$ зменшує опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА (III) порівняно з випробуваннями без циклічного навантаження. Причому залежність $K_f - \Delta l/S_1$ інваріантна щодо рівня K_1 і максимального КІН K_{\max} під час циклічного навантаження.

Слід також відзначити, що в зв'язку з підростанням тріщини, циклічне навантажування зупиняли в момент переходу від ділянки затримки тріщини до її неперервного росту. Таким чином отримували мінімальні значення K_f (див. п.6.3). Зменшення K_f із збільшенням приросту тріщини спричинене зменшенням залишкових стискувальних напружень у вістрі тріщини. Цей висновок узгоджується з результатами розрахунків Г.Челла для випадку квазістатичного приросту тріщини [252].

МЕТОДИ ПРОГНОЗУВАННЯ ТРИЩИНОТРИВКОСТІ

Розглянута у цьому розділі модель росту втомної тріщини ґрунтується на аналізі питомої енергії непружної деформації в околі вістря тріщини [147,291,222]. Вважається, що стабільне поширення тріщини контролюється енергетичним критерієм - питомою енергією втомного руйнування; нестабільне поширення (крихкий стрибок) визначається силовим критерієм - статичною в'язкістю руйнування з урахуванням попереднього циклічного пошкодження матеріалу в околі вершини тріщини.

Запропонована модель дає змогу прогнозувати стабільний РВТ за впливом попереднього одноразового пластичного деформування тіла без тріщини та закономірності крихкого руйнування тіла з тріщиною при циклічному навантаженні.

Розглянуті практичні аспекти застосування моделі.

6.1. Модель стабільного і нестабільного росту втомної тріщини

На основі експериментальних досліджень РВТ тріщини в конструкційній сталі 15Х2МФА(III) при 293 К на III ділянці кінетичної діаграми втомного руйнування (п. 3.3) встановлено, що зростання тріщини при циклічному навантаженні нерегулярне.

Інкубаційний період (кількість циклів, протягом яких довжина тріщини залишається незмінною) та період неперервного росту тріщини в кожному циклі навантаження чергуються доти, доки не станеться крихкий стрибок тріщини. Після цього процес повторюється аж до повного руйнування зразка.

Явище нерегулярного росту тріщини було покладено в основу розробленої моделі руйнування тіл з тріщинами при циклічному навантаженні [147,291].

Напруження і деформації у вістрі тріщини. Відомо, що при монотонному навантажуванні розподіл напружень і деформацій у вістрі тріщини для деформаційно зміцнюваного матеріалу можна подати у вигляді залежностей (3), згідно з якими вони при $r=0$ мають сингулярність. З іншого боку, на основі експериментальних досліджень та числових розрахунків показано, що пластичні деформації і напруження у вістрі тріщини є скінченними [133,175,265].

Циклічне навантаження вносить зміни в картину напружено-деформованого стану біля вістря тріщини від монотонного навантаження. Під час розвантаження в околі вістря тріщини виникають залишкові напруження стиску, які приводять до того, що відкриття і закриття (змикання) тріщини поблизу її вістря може відбуватися при додатних зусиллях [244,277].

Складність використання рівнянь (3) для опису напружено-деформованого стану у вістрі тріщини при циклічному навантаженні обумовлена тим, що для деяких матеріалів тріщина втомі може піростати протягом кожного циклу навантаження. Це приводитиме до похибки у визначенні J -інтеграла, якою можна знехтувати, якщо приріст тріщини при статичному навантаженні менший 0,25 мм [321]. Таким чином, J -інтеграл можна застосовувати для опису поширення втомної тріщини, якщо її швидкість не перевищує 0,25 мм/цикл.

Циклічне навантажування та збільшення тріщини обумовлюють непропорційне деформування в околі вістря тріщини. Однак область пружного розвантаження, а також область непропорційності, обумовлені підростанням тріщини під час циклу, не впливають істотно на дійсне значення J -інтеграла, оскільки розміри цих областей є значно меншими від розміру зони пропорційного навантаження ω [315]:

$$\omega = \frac{l}{\tau} \frac{dJ}{dl} \gg 1,$$

де l - характерний розмір (довжина тріщини) або відстань від вістря тріщини до бокової поверхні зразка.

Переважно за параметр, який корелює із швидкістю РВТ, обирають циклічний J -інтеграл ΔJ . Величину ΔJ визначають експериментально з петель гістерезису в координатах навантаження - зміщення уздовж лінії дії сили [269].

З урахуванням вищезгаданого та інваріантності залежності швидкості РВТ і циклічного J -інтеграла щодо розмірів і геометрії зразка, відзначеної у деяких працях (наприклад, [269]), рівняння (3) можна використати для опису напружено-деформованого стану у вістрі тріщини при циклічному навантаженні.

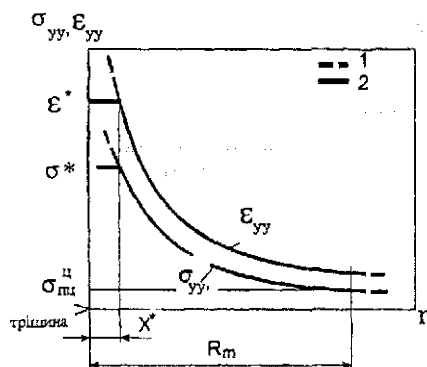


Рис. 127. Розподіл напружень та деформацій в околі вістря тріщини: 1 - розрахунок за формулами (108) і (109); 2 - схематизація запропонованої моделі

На рис. 127 схематично зображений розподіл напружень і деформацій на продовженні осі тріщини при статичному навантаженні в умовах плоскої деформації. Враховуючи, що градієнт пластичних деформацій в області, яка прилягає до вістря тріщини незначний, прийемо, що на відстані X^* деформація $\varepsilon_{yy} = \varepsilon^* = \text{const}$ [278, 294].

За аналогією з залежністю (4) діаграму циклічного деформування запишемо у вигляді

$$\Delta \bar{\varepsilon}_p = \alpha' \Delta \bar{\sigma}^n, \quad (106)$$

де $\Delta \bar{\varepsilon}_p, \Delta \bar{\sigma}$ - відповідно розмах пластичної деформації і напруження.

Будемо розглядати тільки зміщення і напруження перпендикулярні площині тріщини. Приймаючи, що $\Theta=0$, замінюючи у виразах (3), (4) $J, \sigma_T, \tilde{\sigma}_{ij}(r, \Theta), \tilde{\varepsilon}_{ij}(r, \Theta), \alpha$, відповідно на $\Delta J, \sigma_{тп}, \tilde{\sigma}(n'), \tilde{\varepsilon}(n'), \alpha', n'$ та враховуючи, що для плоскої деформації залежність (27) набуває вигляду [294]

$$\Delta J = \Delta G = \Delta K^2 (1 - \nu^2) / E, \quad (107)$$

формули (3) запишемо для випадку циклічного навантаження

$$\Delta \sigma = 2 \sigma_{тп} \left(\frac{1 - \nu^2}{\alpha I} \right)^{1/(n'+1)} \left(\frac{\Delta K^2}{\sigma_{тп}^2} \right)^{1/(n'+1)} \frac{1}{r^{1/(n'+1)}} \tilde{\sigma}(n'); \quad (108)$$

$$\Delta \varepsilon = \frac{2\alpha' \sigma_{\text{тн}}}{E} \left(\frac{1 - \nu^2}{\alpha' l} \right)^{n'/(n'+1)} \left(\frac{\Delta K^2}{\sigma_{\text{тн}}^2} \right)^{n'/(n'+1)} \frac{1}{r^{n'/(n'+1)}} \tilde{\varepsilon}(n'). \quad (109)$$

Модель стабільного росту тріщини втомі. Запропонована модель ґрунтується на аналізі питомої енергії непружної деформації в околі вістря тріщини з урахуванням її розсіювання при циклічному навантаженні. Причому розглядається енергія непружної деформації тільки на продовженні осі тріщини ($\Theta = 0$) в межах зони пошкодженості.

Відомо, що для металів, незалежно від кількості циклів навантажування, руйнування відбудеться, коли питома енергія непружної деформації досягне критичного значення W_y [188], визначеного за формулою (58).

Основні припущення моделі за аналогією з [294]:

1. У вістрі втомної тріщини в межах зони пошкодженості реалізується жорстке навантаження, тобто $\varepsilon_a = \text{const}$.

2. На відстані X^* від вістря тріщини розмахи напружень і деформацій сталі.

3. Розподіл напружень і непружних деформацій біля вістря тріщини $R_m \geq r \geq X^*$ описується рівняннями (108), (109).

4. Тріщина збільшить довжину (стабільний ріст) на X^* , коли на відстані X^* від її вістря енергія непружної деформації з урахуванням її розсіювання в межах зони пошкодженості R_m ($R_m > X^*$) досягне величини W_y .

На основі розв'язку Райса [404] і критерію Мізеса рівняння контуру пластичної зони в околі вістря тріщини для плоского напруженого стану має вигляд [338]

$$R_{m\Theta} = [0,239(K_I / \sigma_T)^2 (\cos^2 \Theta / 2 + 3 / 4 \sin^2 \Theta / 2)]^{\frac{1+n}{3+n}}.$$

Підставляючи сюди замість σ_T , n , K_I циклічну межу пропорційності σ_{ny}^H (визначали при допуску на пластичну деформацію 2×10^{-5} мм/мм), n' і K_{max} при $\Theta = 0$ отримаємо розмір зони пошкодження при циклічному навантаженні

$$R_m = [0,239(K_{\text{max}} / \sigma_{ny}^H)^2]^{\frac{1+n'}{3+n'}}.$$

Оскільки питома енергія непружної деформації за цикл

$$\Delta W = \int_0^{\Delta \varepsilon} \Delta \sigma d(\Delta \varepsilon), \quad (110)$$

обчислюючи інтеграл (110) з урахуванням (108) і (109), матимемо

$$\Delta W = \frac{4(1-\nu^2)}{IE} \frac{n'}{n'+1} \frac{\Delta K^2}{r} \bar{\sigma}(n') \bar{\varepsilon}(n'). \quad (111)$$

У зоні пошкодженості ($R_m > r > 0$) біля вістря тріщини виділимо k окремі циклічно завантажувані елементи завтовшки X^* . Залежність питомої енергії непружної деформації за цикл ΔW від відстані до вістря тріщини, яка описується рівнянням (111), графічно зображена на рис. 128.

Відповідно до прийнятих припущень на відстані X^* від вістря тріщини $\Delta W = \Delta W^* = \text{const}$.

Для аналізу енергії деформації біля вістря тріщини під час циклічного навантаження розглянемо дві розрахункові схеми. Перша нехтує втомною пошкодженістю у вістрі тріщини у початковому стані (рис. 128, а), коли довжина тріщини $l = l_0$. Втомне руйнування елемента 1 настане, коли енергія непружної деформації, визначеної формулою (58), досягне W_p . Довжина тріщини при цьому збільшиться на X^* .

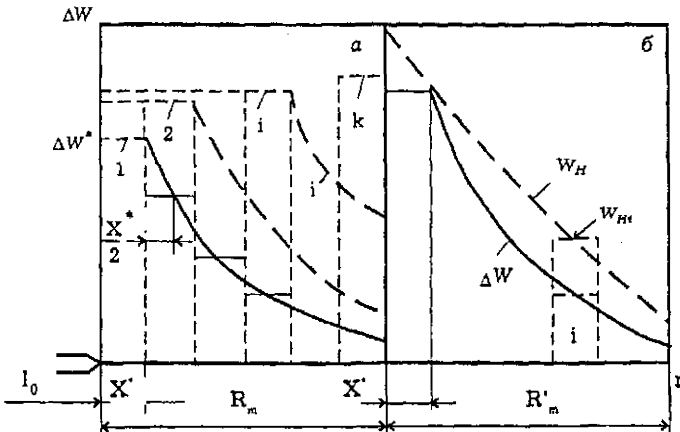


Рис. 128. Схема залежності питомої енергії непружної деформації в межах зони пошкодженості: а - $l = l_0$; б - $l = l_0 + R_m$

Умова руйнування i -го елемента всередині зони пошкодженості має такий вигляд:

$$\Delta \bar{W}_{i1} N_1 + \Delta \bar{W}_{i2} N_2 + \dots + \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \dots + \Delta \bar{W}_{ik} N_k = W_y, \quad (112)$$

де N_j - кількість циклів навантаження j -го елемента при максимальному розмаху пластичної деформації

$$\Delta \bar{W}_{ij} = \Delta W_{ij} - \Delta W_r \left(\frac{\Delta W_{ij}}{\Delta W_r} \right)^p, \quad (113)$$

$j=1,2,\dots,i$ - індекс, який вказує номер елемента, де розміщене вістря.

Вираз (112) можна переписати компактніше:

$$\sum_{j=1}^i \Delta \bar{W}_{ij} N_j = W_y \quad (i=1\dots k). \quad (114) \quad \checkmark$$

Чисельно розв'язуючи систему рівнянь (114) відносно N_i ($i=1\dots k$) з урахуванням (111) і (113), визначимо довговічність кожного виділеного елемента в межах зони пошкодженості (яка сформувалась при циклічному навантаженні зразка з тріщиною завдовжки $l=l_0$) при максимальній деформації $\Delta \epsilon^*$.

Швидкість РВТ буде визначається відношенням X^* до кількості циклів навантаження N_i елемента при деформації $\Delta \epsilon^*$

$$V_i^* = X^* / N_i. \quad (115)$$

Згідно з рівнянням (115) ця швидкість буде збільшуватися із підростанням довжини тріщини від l_0 до l_0+R , оскільки чим далі від вістря тріщини (при $l=l_0$) буде знаходитися елемент X^* , тим більша енергія непружної деформації розсіється в ньому до того часу, коли вістря тріщини попаде на його лівий край і тим менше циклів навантаження при $\Delta \epsilon = \Delta \epsilon^*$ треба для виконання умови $W = W_y$.

Аналогічно отримується швидкість РВТ на ділянках $l_0+R_m \leq l \leq l_0+2R_m$ і $l_0+pR_m \leq l \leq l_0+(p+1)R_m$. Тут $p=1,2,3,\dots$. На рис.129 (лінія 1) показані схематичні залежності 1 швидкості РВТ V_i^* - l в межах зони пошкодженості.

При сталому розмаху ΔK з досягненням тріщиною початкової межі зони пошкодженості $l=l_0+R_m$ процес розсіяння енергії непружної деформації стабілізується, тобто швидкість РВТ буде постійною. При збільшенні КІН із

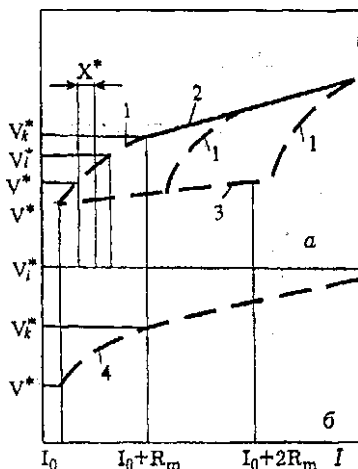
V_i^*, V


Рис. 129. Залежність швидкості РБТ від довжини тріщини: а - 1 - обчислення за формулами (114), (115), 2 - за формулами (114), (116), 3 - обчислення без урахування енергії непружної деформації, розсіяної в зоні пошкодження; б - 4 - обчислення за формулами (115), (117)

$l=l_0+R_m$) є втомна пошкодженість, яка описується розсіяною питомою енергією непружної деформації W_n .

Розглянемо кінетику розсіювання енергії непружної деформації у вістрі тріщини для випадку зростаючого ΔK під час збільшення довжини тріщини від l_0+R_m до $l=l_0+2R_m$ (див. рис. 128, б). Тут W_n - розподіл енергії непружної деформації в зоні пошкодження до моменту досягнення тріщиною довжини $l=l_0+R_m$.

Рівняння (114) в цьому випадку матимуть вигляд

$$\sum_{j=1}^i (\bar{W}_{ij} + W_{ni}) = W_y, \quad (i=1 \dots k), \quad (117)$$

де W_{ni} - енергія непружної деформації, розсіяна в i -му елементі при $l=l_0+R_m$.

збільшенням довжини тріщини дійсна швидкість поширення тріщини

$$V = V_K^* = X^* / N_K. \quad (116)$$

З'єднуючи точки, абсциси яких відповідають l_0+pR_m , отримуємо залежність швидкості V від довжини тріщини (лінія 2 на рис. 129).

Швидкість РБТ можна отримати, приймаючи, що оскільки при збільшенні тріщини від l_0 до l_0+R_m зона пошкодження також зміщується вправо (див. рис. 128), то енергію непружної деформації, розсіяну на віддалі, що перевищує розмір зони пошкодження при $l=l_0$ ($r>R_m$), необхідно враховувати при обчисленні енергії втомного руйнування за довжини тріщини $l>l_0+R_m$. Згідно з другою розрахунковою схемою (рис. 128, б) біля вістря тріщини у початковому стані (при

Кількість циклів N_i , протягом яких i -й елемент сприймає максимальну амплітуду деформації, визначається із системи рівнянь (117) числовим методом. Швидкість РВТ знаходимо із співвідношення (115).

На рис. 129 схематично зображені результати обчислень за формулами (114)-(117). Під час зміни довжини тріщини від l_0 до $l_0 + R_m$ лінії 1 і 4 збігаються, оскільки при $W_{ni}=0$ рівняння (114) і (117) є однаковими. При $l > l_0 + R_m$ крива 2 збігається з кривою 3. Із рис.129,6 випливає, що при обчисленні швидкості РВТ за формулами (115), (117) враховуються тільки дані при $l > l_0 + R_m$.

Параметр X^* можна знайти із таких граничних умов. Оскільки при циклічному навантаженні зразка з тріщиною за умови $\Delta K < \Delta K_{th}$ приріст тріщини майже відсутній, то можна припустити, що у цьому випадку не відбувається небезпечного накопичення пошкоджень, тобто питома енергія непружної деформації ΔW^* на відстані X^* від вістря тріщини дорівнює енергії непружної деформації за цикл при напруженнях на межі втоми W_r . Тоді з рівняння (111)

$$X^* = \frac{4(1 - \nu^2)n'}{I \cdot E \cdot \Delta W_r(n' + 1)} \bar{\sigma}(n') \bar{\epsilon}(n') \Delta K_{th}^2. \quad (118)$$

Оскільки модель не враховує залишкові стискувальні напруження, які внаслідок розвантаження виникають в околі вістря тріщини, то замість порогового КІН ΔK_{th} у виразі (118) підставляли ефективний пороговий КІН $\Delta K_{th\text{eff}}$.

У праці [344] з'ясовано, що для більшості конструкційних сталей і сплавів $\Delta K_{th\text{eff}}$ не залежить від асиметрії циклу навантаження і визначається лише модулем пружності

$$\Delta K_{th\text{eff}} = 1,6 \cdot 10^{-5} E. \quad (119)$$

Підставляючи цей вираз у (118), отримаємо

$$X^* = A_1 \frac{(1 - \nu^2)n'E\alpha'}{\Delta W_r(n' + 1)},$$

де

$$A_1 = \frac{1,02 \cdot 10^{-9}}{I} \bar{\sigma}(n') \bar{\epsilon}(n').$$

Таким чином, для визначення X^* необхідно експериментально визначити наступні параметри: ν , n' , E , ΔW_r .

Перехід до нестабільного росту втомної тріщини. Раніше [185,202] було запропоновано модель руйнування тіла з тріщиною при циклічному навантаженні, на основі якої проведено класифікацію матеріалів за чутливістю в'язкості руйнування до циклічного навантаження, а також схеми нестабільного руйнування тіл з тріщинами при циклічному навантаженні.

Автором запропонована і апробована модель, яка кількісно описує умови переходу від стабільного до нестабільного поширення тріщини і закономірності нестабільного росту тріщини [192,222].

Основні припущення моделі:

1-3. Збігаються з відповідними гіпотезами моделі стабільного РВТ (п. 6.1).

4. Стабільне збільшення тріщини на величину X^* відбувається, коли на відстані X^* від вістря тріщини енергія непружної деформації W з урахуванням розсіювання її в межах зони пошкодженості R_m досягає значення W_y і при цьому $K_{max} < \bar{K}_{lc}(\Delta W, W)$.

5. Нестабільний рух тріщини буде тоді, коли на відстані X^* від вістря тріщини при $W = W_y$ $K_{max} \geq \bar{K}_{lc}(\Delta W, W)$.

Відповідно до розрахункової схеми (див. рис. 128) зона пошкодженості моделюється сукупністю елементів завширшки $X^* < R_m$, які з просуванням тріщини циклічно навантажуються із зростаючою амплітудою пружнопластичної деформації. Їх попереднє деформування буде впливати на опір крихкому руйнуванню K_{lc} . Умова стабільного приросту тріщини для i -го елемента описується формулою (114).

Схематична залежність в'язкості руйнування \bar{K}_{lc} від енергії непружної деформації для сталі 15Х2МФА(III) (див. рис. 108,б) зображена на рис. 130.

Припустимо, що при $K=K_{max}$ енергія непружної деформації за цикл елемента 1 дорівнює ΔW_1 (див. рис. 128,а). При циклічному навантаженні у елементі 1 відбувається спочатку збільшення \bar{K}_{lc} (рис. 130, а), пов'язане з ефектом Баушингера, а потім його зменшення, обумовлене зменшенням напруження сколювання [27].

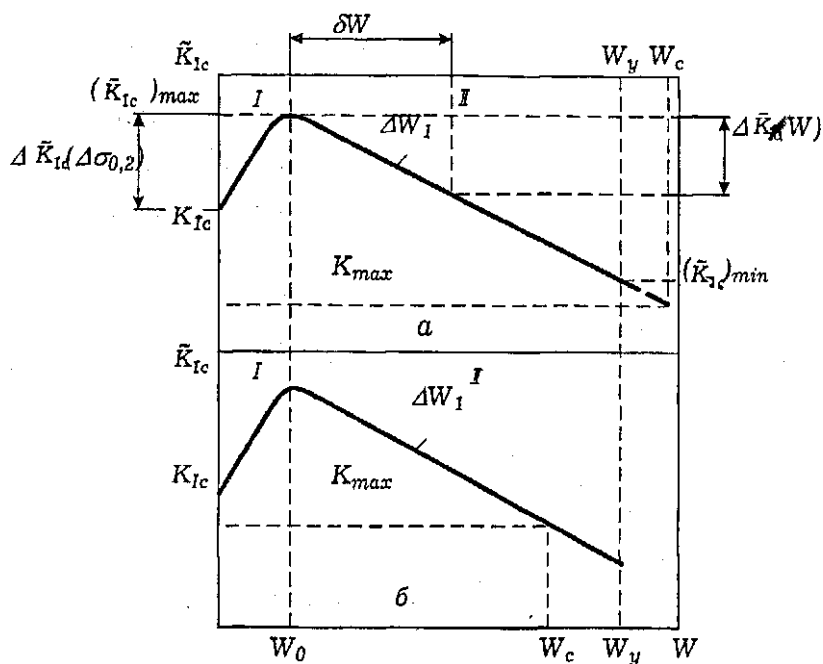


Рис. 130. Схематична залежність в'язкості руйнування \bar{K}_{Ic} від енергії непружної деформації для сталі 15Х2МФА(III)

Стабільне підростання втомної тріщини на величину X^* (рис. 130, а) відбудеться, коли при $W=W_y$ для елемента 1 (рис. 128, а) виконується умова

$$K_{max} < \bar{K}_{Ic}(\Delta W, W). \quad (120)$$

Крихкий стрибок тріщини (нестабільне підростання) (рис. 130, б) станеться, коли при $W < W_y$

$$K_{max} \geq \bar{K}_{Ic}(\Delta W, W). \quad (121)$$

Кількість циклів навантаження до стрибка тріщини N_c визначається формулою

$$N_c = W_c / \Delta \bar{W}, \quad (122)$$

де ΔW_i визначається за формулою (113). В цьому випадку стабільний рух тріщини перед крихким стрибком відсутній. Це підтверджується результатами експериментальних досліджень закономірностей нестабільного РВТ в сталі 15Х2МФА(П) при $K_{max} > 43 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (п. 3.3).

В'язкість руйнування \bar{K}_{Ic} для матеріалу після попереднього циклічного навантаження визначається формулою (112).

Таким чином, знаючи залежність \bar{K}_{Ic} від питомої енергії непружної деформації W при заданому рівні ΔW (рівняння (92)), закономірності непружного деформування при одновісному розтягу-стиску і напружено-деформований стан у вістрі тріщини, можна визначити перехід від стабільного до нестабільного поширення втомної тріщини.

Для прогнозування довжини приросту тріщини і кількості циклів навантаження між крихкими стрибками тріщини дещо спростимо розрахункову схему. Було з'ясовано (див. рис. 23), що довжина ділянки I (див. рис. 130), обумовленої ефектом Баушингера, набагато менша від розміру ділянки II, пов'язаної з окрихчуванням матеріалу від накопичення втомних пошкоджень. Враховуючи це, розрахункову схему

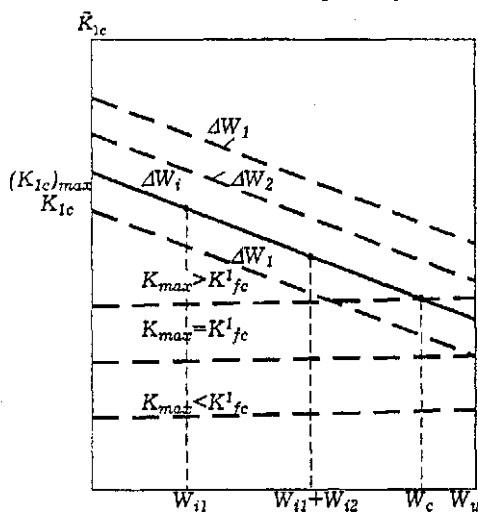


Рис. 131. Розрахункова схема переходу від стабільного до нестабільного РВТ

переходу від стабільного до нестабільного РВТ можна подати в такому вигляді (рис. 131). Тут зроблено припущення, що збільшення вязкості руйнування до максимального значення $(K_{Ic})_{max}$ відбувається упродовж одного циклу навантаження.

На рис. 131 значення ΔW_i відповідають ($i=1...k$) питомій енергії непружної деформації за цикл для i -го елемента в межах зони пошкодженості у

вістрі тріщини (див. рис. 128). При цьому $\Delta W = \Delta W^*$, $\Delta W_k = \Delta W_r$ (ΔW_r - питома енергія непружної деформації за цикл при напруженнях на межі втоми). Вважається, що при $\Delta W < \Delta W_r$ зниження в'язкості руйнування порівняно з недеформованим матеріалом не буде. Це підтверджується експериментальними даними [301], де значне окрихнення конструкційної сталі St 52 відбувалося тільки при циклічному навантаженні поза межею витривалості. Попереднє циклічне навантаження нижче межі витривалості не зумовило окрихнення сталі.

При $K_{max} > K_{fc}^1$ (див. рис. 131) умова (121) виконується для i -го елемента. При цьому питома енергія $W < W_y$, яка відповідає умові $K_{max} = K_{fc}^1$ визначається за формулою

$$W_c = W_{i1} + W_{i2} + \dots + W_{ij} + \dots + W_{in} \quad (i=1\dots k). \quad (123)$$

Тут W_{ij} - питома енергія непружної деформації в i -му елементі.

Вираз (123) можна подати у вигляді

$$W_c = \Delta \bar{W}_{i1} N_1 + \Delta \bar{W}_{i2} N_2 + \dots + \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \dots + \Delta \bar{W}_{in} N_{ic} \quad (i=1\dots k) \quad (124)$$

або

$$W_c = \sum_{j=1}^{i-1} \Delta \bar{W}_{ij} N_j + \Delta \bar{W}_{in} N_{ic} \quad (i=1\dots k) \quad (125)$$

Із рівняння (125) визначають N_c кількість циклів до стрибка тріщини

$$N_c = \sum_{j=1}^{i-1} N_j + N_{ic}. \quad (126)$$

Довжина стабільного збільшення тріщини дорівнюватиме відстані від лівої межі i -го елемента до вістри початкової тріщини

$$\Delta l = X^*(i-1). \quad (127)$$

З аналізу рис. 107 і 110 випливає, що максимальне зменшення в'язкості руйнування до рівня $K_{fc}^1 = K_{max}$ матиме елемент, для якого при $l = l_0$, $\Delta W_k = \Delta W_r$. В цьому випадку довжина стабільного збільшення тріщини перед стрибком дорівнюватиме

$$\Delta l = X^*(k-1). \quad (128)$$

Прогнозування довжини крихкого стрибка тріщини. У запропонованій моделі [185] вважалося, що довжина крихкого

стрибка тріщини дорівнює розміру зони пошкодження R_m і для умов плоскої деформації визначається за формулою (36). Експериментальні значення довжини крихкого стрибка тріщини (враховуючи їх досить великий розкид) задовільно апроксимуються формулою (36) головним чином в області великих значень Δl_c^i , однак кут нахилу розрахункової залежності до осі абсцис менший, ніж у експериментальній [185].

В рамках запропонованої моделі нестабільного РВТ з'явилась можливість уточнити розрахункову залежність $\Delta l_{fc}^i - K_{fc}^i$, врахувавши зміну характеристик в'язкості руйнування залежно від енергії непружної деформації в межах зони пошкодження у момент крихкого стрибка тріщини, тобто коли виконується умова (121).

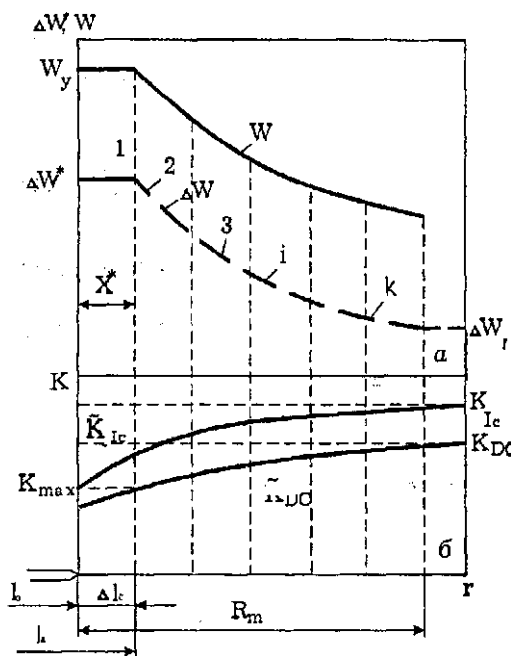


Рис. 132. Розрахункова схема визначення довжини крихкого стрибка тріщини

Знаючи розподіл непружної деформації за цикл (рис. 132) при заданому рівні $K_i = K_{max}$, можна обчислити зміну енергії W з віддаленням від вістря тріщини, а згідно із запропонованим підходом (п. 6.1) і залежність в'язкості руйнування при динамічному навантаженні K_{DC} всередині зони пошкодження від l .

Відомо, що порівняно з довжиною тріщини та розмірами зразка крихкі стрибки тріщини при циклічному навантаженні мають незначну довжину (0,2 ... 3,0 мм) [193].

Враховуючи, що при таких довжинах стрибків внесок кінетичної енергії в

загальний енергетичний баланс незначний [218], можна припустити, що під час крихкого стрибка тріщини (при звично використовуваних частотах навантаження до 30 Гц) $K_I = K_{max} = \text{const}$.

В момент старту тріщини $K_I = \tilde{K}_{Ic}$, при цьому динамічна в'язкість руйнування $K_{DC} < K_{Ic}$ (див. рис. 132). Довжина тріщини l_a в момент зупинки визначається з умови

$$K_I \leq \tilde{K}_{DC}(\Delta \bar{W}, W) \quad (129)$$

і тому довжина крихкого стрибка тріщини $\Delta l_c = l_a - l_c$. Динамічну в'язкість руйнування матеріалу з урахуванням попереднього циклічного навантаження визначаємо за формулою (94).

Прогнозування швидкості росту втомної тріщини. Здійснене порівняння розрахункових та експериментальних даних щодо швидкості РВТ для сталі 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(III) та титанового сплаву ВТ6С при температурі 293 К [191]. Швидкість РВТ визначали на компактних зразках завтовшки 25 і 7,5 мм при частоті навантаження 25 Гц - для сталей і 0,5 Гц - для титанового сплаву.

Характеристики механічних властивостей досліджуваних матеріалів при статичному та циклічному навантаженнях наведені у табл. 21. Тут $\sigma_{0,2}^u$ - циклічний поріг текучості.

Енергію непружної деформації ΔW_r , яка відповідає межі втоми, визначали інтегралом

$$\Delta W_r = \int_0^{\Delta \varepsilon_{pu}^u} \Delta \sigma d(\Delta \varepsilon),$$

де $\Delta \varepsilon_{pu}^u = 2 \times 10^{-5}$ мм/мм - допуск на непружну деформацію.

Енергію втомого руйнування W_y і показник β в рівнянні (58) визначали за результатами випробувань циліндричних зразків (діаметром робочої частини 10 мм) на циклічну міцність при контрольованій амплітуді пружно-пластичної деформації. Коефіцієнт асиметрії циклу навантаження $R = -1$.

За руйнування зразка приймали момент появи втомної тріщини завдовжки 0,5...1,0 мм на поверхні зразка ($N_T = 2 \times 10^2 \dots 2 \times 10^4$ цикл).

Т а б л и ц я 21

Вихідні дані для прогнозування швидкості РВТ

Матеріал	$\epsilon_{\text{сп}}$	$\sigma_{02}^{\text{н}}$, МПа	$\sigma_{\text{н}}^{\text{н}}$, МПа	$E10^5$, МПа	ν	ΔK_{eff} , МПа $\sqrt{\text{м}}$	$W_{\text{гп}}$, МДж/м ³	α'	n'	$\Delta W_{\text{н}}$, МДж/м ³	β	X^* , мм	$\tilde{\sigma}(n')$	$\tilde{\epsilon}(n')$	$I(n')$	$\Delta\sigma_r$, МПа
15Х2МФА(І)	0	390	200	2,30	0,3	4,50	2090	0,890	6,436	0,0722	0,904	0,066	2,317	0,0176	4,82	-
15Х2МФА(ІІ)	0,019	390	200	2,30	0,3	4,50	2126	1,101	9,900	0,0067	0,965	0,234	2,345	0,0173	4,78	-
15Х2МФА(ІІІ)	0	840	569	2,00	0,3	5,20	1457	0,1631	9,178	0,0282	0	0,032	2,463	0,0164	4,60	-
ВТ6С	0	580	425	1,20	0,3	1,95	3372	0,086	9,785	0,0172	0	0,051	2,485	0,0157	4,54	-
АМ6	0	384	-	0,74	0,3	-	-	0,327	4,790	-	-	-	-	0,0175	4,79	130
АМ6	0,10	402	-	0,72	0,3	-	-	0,271	17,60	-	-	-	-	0,0117	17,6	130

На рис. 133-135 зіставлено швидкість РВТ у сталі 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(III) і сплаві ВТ6С, обчислену за виразами (115), (116) та отриману з експерименту. Розрахункові залежності швидкості РВТ від K_{max} для всіх досліджених матеріалів при $R=0$ і 0,1 майже не виходять за межі смуг розкиду експериментальних даних.

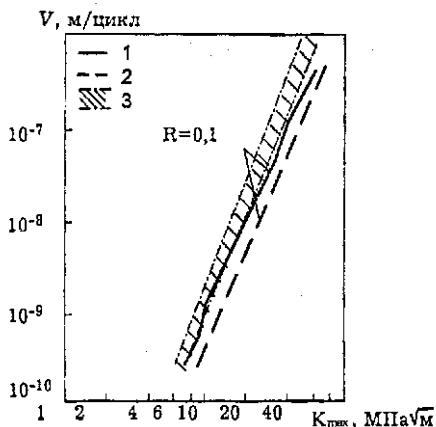


Рис. 133. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(I) від K_{max} з урахуванням (1), без урахування (2) розсіювання енергії в зоні пошкодження, експеримент (3)

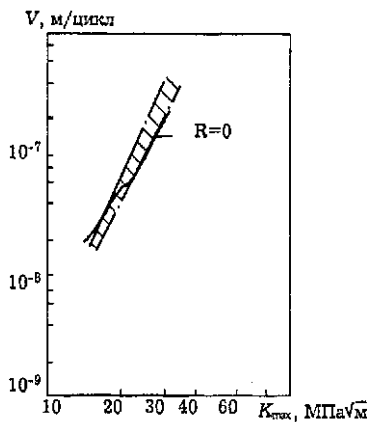


Рис. 134. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(III) від K_{max} при 293 К, $f=25$ Гц. Позначення див. рис. 133

На рис. 133 також зображена залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(I) при $R=0,1$ від K_{max} (крива 2), отримана без урахування енергії непружної деформації в зоні пошкодження ($R_m > r > X^*$). Порівняння розрахункових кривих 1 і 2 свідчить, що неврахування енергії непружної деформації знижує швидкість РВТ приблизно вдвічі.

Рис. 136 стосується залежності K_{max} відносно кількості циклів пружнопластичного деформування i -го елемента до моменту руйнування. Обчислення здійснені для сталей 15Х2МФА(I), 15Х2МФА(III) і титанового сплаву при коефіцієнті асиметрії циклу навантаження $R=0,1$. В подвійних логарифмічних координатах отримані залежності є лінійними і можуть інтерпритуватися як лінії втоми матеріалу при ступінчастому збільшенні амплітуди навантаження.

$V, \text{м/цикл}$

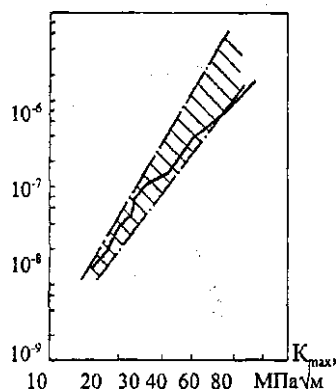


Рис. 135. Залежність швидкості РВТ в титановому сплаві ВТ6С від K_{max} при 293 К, $f = 0,5$ Гц, $R=0,1$, $t=25$ мм. Позначення див. рис. 133

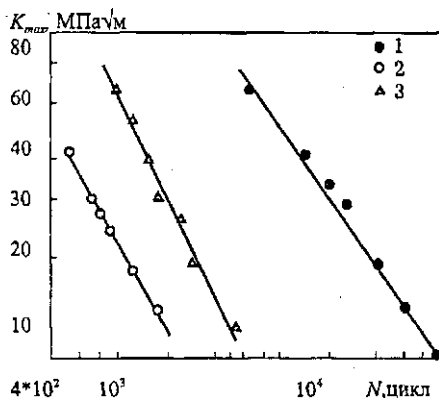


Рис. 136. Співвідношення рівня K_{max} і кількості циклів навантаження зразка із тріщиною за досягнення енергії втомного руйнування W_y на відстані X^* від вістря тріщини: 1 - сталь 15X2МФА(I), 2 - 15X2МФА(III), 3 - сплав ВТ6С

За такого навантаження довговічність вказаних матеріалів значно відрізняється. Якщо при зміні K_{max} від 10 до 40 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ довговічність мікроразривів зі сталі 15X2МФА(III) відповідає малоцикловій області $4 \times 10^2 \dots 2 \times 10^3$ циклів, то для сталі 15X2МФА(I) довговічність знаходиться в межах $6 \times 10^4 \dots 10^5$ циклів.

Прогнозування нестабільного росту тріщини. Були обчислені стабільні прирости тріщини і кількість циклів навантаження між крижкими стрибками тріщини для сталі 15X2МФА(III) при 293 К. Вихідні дані містяться в табл. 21 і 22 [222].

Отримані розрахунки і експериментальні залежності довжини приросту тріщини між крижкими стрибками від критичного КІН K_{fc}^I (рис. 137), а також залежності впливу циклічного навантаження на опір крижкому руйнуванню (рис. 138) задовільно узгоджуються, хоча розрахунки порівняно з експериментом істотно знижують кількість циклів до крижкого стрибка тріщини при коефіцієнті асиметрії циклу навантаження $R=0,59$.

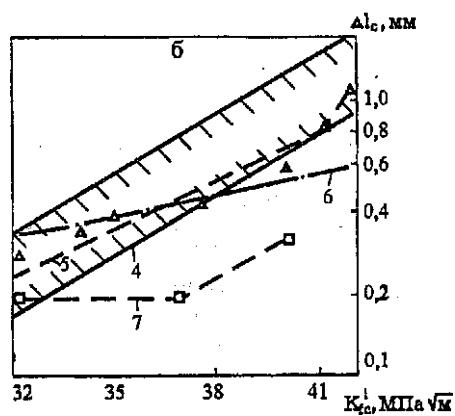
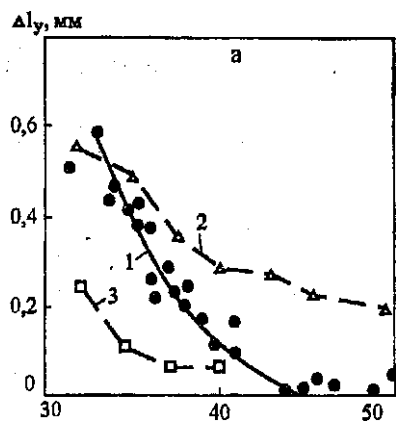


Рис. 137. Залежність довжини стабільного - а і нестабільного - б приросту тріщини в сталі 15Х2МФА(ІІІ) від критичного КІН K_{Ic}^I при 293К: $R=0,1$ (1,2,4-6), 0,59 (3,7); 1,4 - експеримент; 2, 3, 5, 7 - розрахунок згідно запропонованої моделі; 6 - розрахунок за формулою (36)

Це обумовлене тим, що при всіх розрахунках швидкості РВТ використовувалася діаграма циклічного деформування (залежність порогу текучості від енергії непружної деформації за цикл), отримана на гладких зразках при жорсткому пружнопластичному деформуванні.

Таблиця 22

Характеристики механічних властивостей сталі 15Х2МФА(III)

$\sigma_{0,2}$, МПа	K_{fc} , МПа $\sqrt{м}$	k_w , МПа $\sqrt{м}/(МДж/м^3)$
954	65,3	0,0358

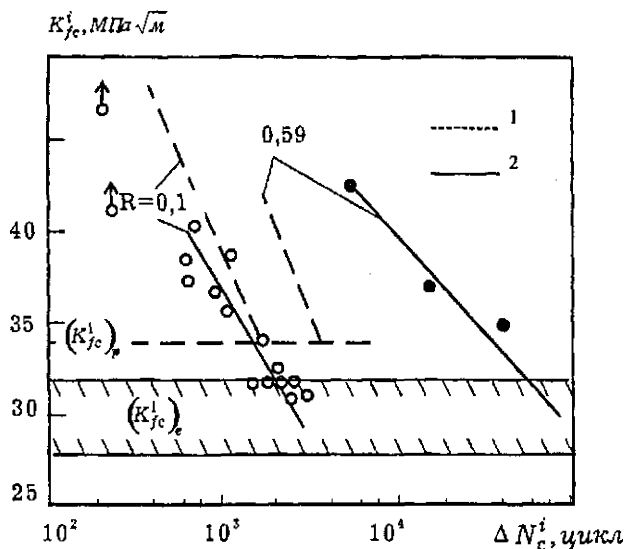


Рис. 138. Залежність критичного КІН K_{fc}^i сталі 15Х2МФА(III) при 293К від кількості циклів навантажування до стрибка тріщини: $(K_{fc}^i)_p$, $(K_{fc}^i)_e$ - смуги розсіювання циклічної в'язкості руйнування, визначені з розрахунку (1) і в експерименті (2)

Розрахунок довжини крихкого стрибка тріщини, здійснений згідно з запропонованою моделлю, краще узгоджується з експериментальними даними, порівняно з розрахунком за формулою (36) [202].

6.2. Прогнозування впливу попередньої одноразової пластичної деформації на швидкість росту втоми тріщини

Запропонований метод прогнозування впливу попередньої пластичної деформації на швидкість РВТ заснований на розробленій моделі РВТ [24,195,475]. Для такого прогнозування необхідно мати лише рівняння кривої втоми при жорсткому малоцикловому навантаженні для попередньо недеформованого матеріалу, оскільки енергія втоми руйнування W_y , а також криві малоциклової втоми в осях $\varepsilon_a - N_f$ інваріантні щодо попереднього деформування (див. п. 2.3).

Проводять комплекс експериментальних досліджень, розраховують величину W_y , і показник β , прискоренням методом (за результатами випробувань одного зразка) будують діаграму циклічного деформування вихідного матеріалу до і після попереднього пластичного деформування. Після цього, задаючись величиною зовнішнього циклічного навантаження, обчислюють швидкість РВТ для тіла з тріщиною (п. 6.1).

На рис. 139 зображені розрахункові

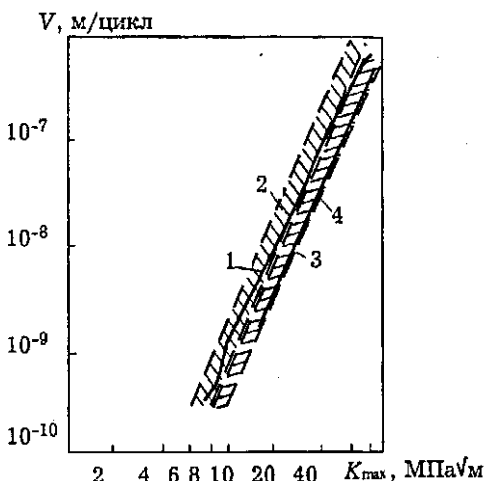


Рис. 139. Залежність швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(І) від K_{max} у первісному стані (1,2) і після попереднього пластичного деформування $\varepsilon_{np} = 0,019$ (3, 4): 1, 3 — розрахунок; 2, 4 — експеримент

та експериментальні залежності швидкості РВТ в сталі 15Х2МФА(І) у первісному стані та після одноразової пластичної деформації $\epsilon_{пр}=0,019$. Результати обчислень прогнозують зменшення швидкості РВТ в сталі після попереднього пластичного деформування, задовільно збігаючись з даними експерименту.

Для кількісного прогнозування швидкості РВТ в алюмінієвому сплаві АМгб схема розрахунку була дещо змінена. Це зумовлено тим, що для алюмінієвих сплавів застосування енергетичного критерію втомного руйнування у вигляді (58) ускладнене [202]. Тому для опису руйнування елемента X^* застосовується деформаційний критерій, що ґрунтується на рівнянні Коффіна-Менсона (57). Крім цього, обчислення швидкості тріщини для сплаву АМгб виконується без урахування накопичених втомних пошкоджень в межах зони пошкодження завдовжки R_m попереду вістря тріщини.

Проведений розрахунок показує (рис. 140), що попередній наклеп значно збільшує швидкість РВТ в сплаві АМгб. Це задовільно узгоджується з експериментальними результатами.

Аналіз моделі РВТ, критеріїв втомного руйнування (57), (58) та закономірностей непружного циклічного деформування

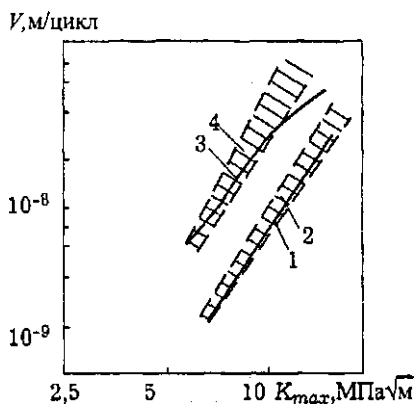


Рис. 140. Залежність швидкості РВТ в сплаві АМгб при 293 К і $R=0$: 1,3 - розрахунок; 2,4 - експеримент; 1,2 - первісний стан; 3,4 - $\epsilon_{пр}=0,10$

циклічно зміцнюваного та циклічно знеміцнюваного матеріалу дає змогу стверджувати, що зміна швидкості росту тріщини після попереднього пластичного деформування визначається зміною діаграми циклічного деформування, зміщення якої вгору чи вниз відносно первісного стану визначає характер такого впливу. Як було зазначено раніше (п. 2.3), попереднє пластичне деформування розтягом інтенсифікує процеси зміцнення та знеміцнення для циклічно зміцнюваних та знеміцнюваних матеріалів відповідно.

Таким чином, результати розрахунку за пропонованою моделлю свідчать, що попередній наклеп розтягом збільшуватиме швидкість РВТ для циклічно зміцнених матеріалів і зменшуватиме її для матеріалів циклічно знеміцнених. Для обґрунтування цього твердження проаналізовано результати, отримані автором, а також літературні дані [30,74,75,95,113,136,170,233,246,274,297,304,340,345,369,389,395,427,456,467], які наведено в табл. 9.

Відомо, що залежно від пропорції $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ конструкційні сплави умовно можна поділити на циклічно зміцнені ($\sigma_B/\sigma_{0,2} \leq 1,2$), циклічно знеміцнені ($\sigma_B/\sigma_{0,2} > 1,4$) і циклічно стабільні ($1,2 < \sigma_B/\sigma_{0,2} < 1,4$) [289].

На рис. 141 побудовано узагальнюючі графіки для циклічно зміцнених та знеміцнених матеріалів. Для циклічно знеміцнених матеріалів, в яких відношення $\sigma_B/\sigma_{0,2} > 1,5$, попереднє пластичне деформування (холодне вальцювання, розтяг) приводить до збільшення швидкості РВТ. Для конструкційних сплавів, які мають пропорцію $\sigma_B/\sigma_{0,2} < 1,5$, попереднє пластичне деформування зменшує швидкість РВТ порівняно з первісним станом (рис. 141, б).

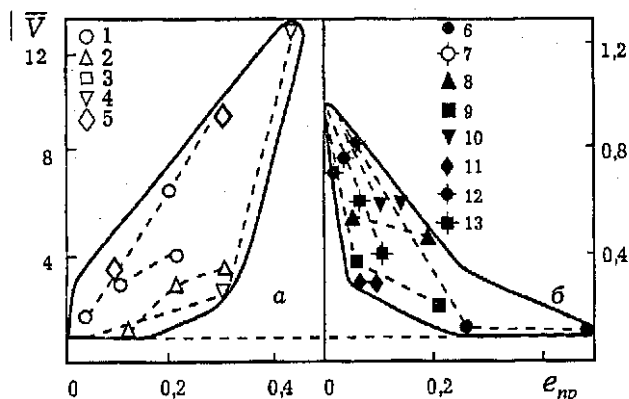


Рис. 141. Залежність відносної швидкості РВТ \bar{V} від попередньої пластичної деформації при $\sigma_B/\sigma_{0,2}$ первісного матеріалу 1,5...3,93 (а) і 1,05...1,48 (б). Номер значка відповідає порядковому номеру матеріалу в табл. 9

6.3. Природа розкиду в'язкості руйнування за статичного навантаження і визначення її мінімального значення

На основі моделі нестабільного росту втомної тріщини (п. 6.1, 6.2) запропоновано підхід до прогнозування розкиду в'язкості руйнування K_{fc} [123]. Доведено, що для циклічно знеміцнюваних матеріалів при температурі, нижчій від температури в'язко-крихкого переходу, розкид в'язкості руйнування є наслідком різних умов формування зони пошкодженості у вістрі втомної тріщини (величина розсіюваної енергії непружної деформації) на стадії її ініціювання.

Створення первинних втомних тріщин і випробування на тріщиноотривкість при статичному навантаженні проводили за консольного згину плоских зразків перерізом робочої ділянки 25×70 мм (рис. 40, а) та позацентрового розтягу компактних зразків на випробувальній машині УМП 02-04 [219] та "Гідропульс 400 кН" за стандартом [38].

Циклічну в'язкість руйнування K_{fc}^1 визначали із дотриманням відповідних рекомендацій [139]. КІН під час згину плоских зразків та позацентрового розтягу компактних визначали за формулами (66)-(68).

Тріщиноотривкість сталей 15X2НМФА і 15X2МФА(III) вивчали відповідно при температурі 183 і 293 К, що суттєво нижча від температури крихкості T_k , яка визначається за 50%-ним волокном на зламі зразка (табл. 23).

На рис. 142 зображені залежності в'язкості руйнування сталі 15X2МФА(III) при 293 К і сталі 15X2НМФА при 183 К за статичного та циклічного навантаження від максимального КІН K_{fmax} на кінцевій ділянці вирощування втомної тріщини і від критичної довжини тріщини втоми під час переходу від стабільного до нестабільного розвитку. Числові значення характеристик в'язкості руйнування та їх статистичні параметри містить табл. 23. Первинні втомні тріщини у всіх випадках створювали при температурі 293К. Умова максимальної скутості пластичної деформації у вістрі тріщини при статичному навантаженні виконувалася як за критерієм (20), так і за виглядом діаграм Р-І.

Циклічність навантаження істотно зменшує (див. рис. 142, табл. 23) опір крихкому руйнуванню сталей 15X2МФА(III) і 15X2НМФА порівняно з в'язкістю руйнування при статичному навантаженні. Середні значення

циклічної в'язкості руйнування \bar{K}_{fc}^1 сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К і сталі 15Х2НМФА при 183 К відповідно в 2 і в 1,7 раза менші від \bar{K}_{fc} при тих же температурах випробувань.

Особливу увагу звертає факт великої відмінності величин розкиду в'язкості руйнування вказаних сталей при статичному і циклічному навантаженнях. Скажімо, смуга розкиду статичної в'язкості руйнування ΔK_{fc} досить велика і становить для сталі 15Х2МФА(ІІІ) 39,2 МПа $\sqrt{м}$, для сталі 15Х2НМФА - 27,6 МПа $\sqrt{м}$. Розкид циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc}^1 значно менший порівняно з ΔK_{fc} .

Відношення $\Delta K_{fc}/\Delta K_{fc}^1$ для сталі 15Х2МФА(ІІІ) дорівнює 7,8, для сталі 15Х2НМФА - 8,9, а відношення стандартних відхилень відповідно 6,4 і 7,4.

Спробуємо з'ясувати причини такої значної різниці розкиду експериментальних даних в'язкості руйнування при статичному і циклічному навантаженнях.

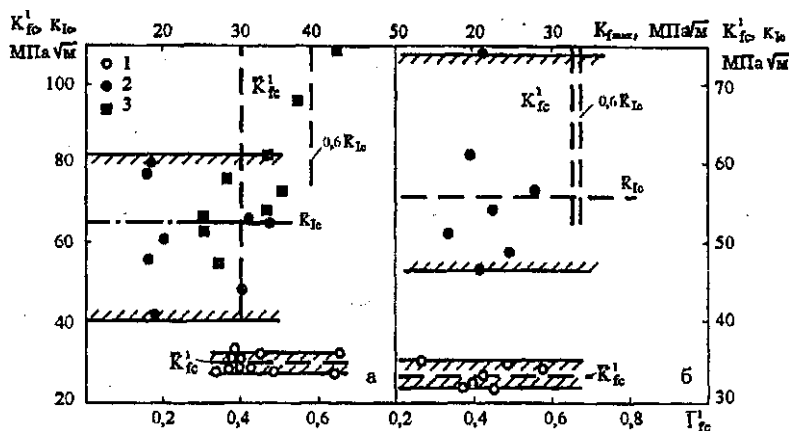


Рис. 142. Залежність в'язкості руйнування сталей від Γ_{fc}^1 і K_{max} :
а - 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К, позacentровий розтяг компактних зразків;
б - 15Х2НМФА при 183 К, консольний згин; 1,2 - $t=25$ мм, 3 - $t=19$ мм

Характеристики тріщинотривкості сталей

Сталь	T,	$\sigma_{0,2}$	σ_B	K_{Ic}	ΔK_{Ic}	K'_{fc}	$\Delta K'_{fc}$	$T_{кр}$,	Средние значения, МПа $\sqrt{м}$		Стандартные отклонения, МПа $\sqrt{м}$		$K_I = \sigma_{0,2} \sqrt{0,4t}$
	К	МПа		МПа $\sqrt{м}$				К	\bar{K}_{Ic}	\bar{K}'_{fc}	K_{Ic}	K'_{fc}	МПа $\sqrt{м}$
15Х2МФА (Ш)	293	954	1069	<u>40,9-82,0</u> 15*	41,1	<u>27-32</u> 11*	5,0	393	<u>65,3</u> 61,9**	<u>29,6</u> 16,8**	11,5	1,95	98,1
15Х2НМФА	183	750	840	<u>46,5-74,1</u> 7*	27,6	<u>31,3-34,4</u> 7*	3,1	293	<u>56,0</u> 49,2**	<u>32,9</u> 9,4**	8,69	1,17	75,0

* кількість випробуваних зразків;

** пропорція $\Delta K_{Ic}/K_{Ic}$ і $\Delta K'_{fc}/K'_{fc}$, %

Звично застосовувану для пояснення розкиду в'язкості руйнування теорію локальної неоднорідності властивостей матеріалу в даному випадку використати не можна, оскільки згідно з нею більше стандартне відхилення повинно бути для циклічної в'язкості руйнування. Перехід від стабільного до нестабільного РВТ відбувається при нижчих значеннях K_{max} , а отже, і меншому розмірі пластичної зони у вістрі тріщини порівняно зі статичним навантаженням.

Використовуючи наближену формулу для визначення розміру пластичної зони

$$r_y = \frac{1}{\alpha_1 \pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{0,2}} \right)^2$$

та приймаючи, що $K_{Ic}^1 = 0,5K_{Ic}$, $\sigma_{0,2}$ і α_1 при циклічному навантаженні збігаються з аналогічними характеристиками при статичному навантаженні, отримаємо $r_y^c / r_y^s = 4$ (тут r_y^c , r_y^s - розмір пластичної зони відповідно при статичному і циклічному навантаженнях).

Таким чином, більша в 4 рази порівняно з циклічним навантаженням пластична зона при одноразовому навантаженні повинна була би забезпечити більше згладжування неоднорідності локальних властивостей матеріалу, а отже, і менший розкид статичної в'язкості руйнування порівняно з K_{Ic}^1 . Однак це протирічить експериментальним результатам, зображеним на рис. 142.

Вже було виявлено, що в'язкість руйнування K_{Ic} циклічно зменшуваних матеріалів при температурі, нижчій від температури в'язко-крихкого переходу, істотно залежить від енергії непружної деформації на стадії попереднього циклічного навантаження і може бути описана залежністю (92).

Розрахувавши напружено-деформований стан у вістрі тріщини і визначивши сумарну енергію непружної деформації для елемента завширшки X^* , який прилягає до вістря тріщини (див. рис. 128), з рівняння (92) можна визначити опір крихкому руйнуванню матеріалу.

Розглянемо випадок, коли у початковому стані в околі вістря тріщини відсутнє втомне пошкодження, тобто енергія непружної деформації $W_H = 0$ (рис. 143,а).

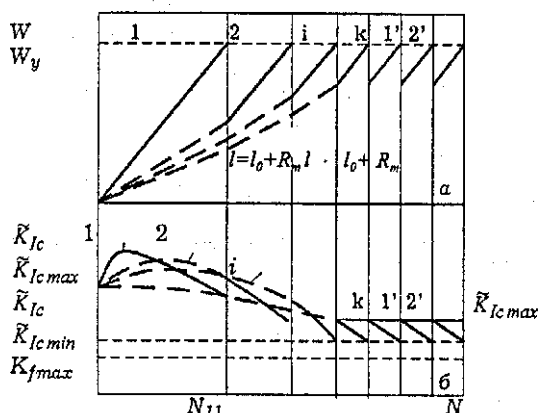


Рис. 143. Залежність сумарної питомої енергії непружної деформації (а) і в'язкості руйнування (б) від кількості циклів навантаження; 1, 2, ..., i, ..., k - збігається з номером мікророзрка в межах зони пошкодження. Суцільні лінії - навантаження при $\Delta W < \Delta W^*$, штрихові - при $\Delta W = \Delta W^*$

залежність енергії непружної деформації для кожного i -го елемента від кількості циклів навантаження (рис. 143, а). З урахуванням останнього за співвідношенням (92) розраховуємо в'язкість руйнування зразка, яка дорівнюватиме K_{Ic} елементу, що прилягає до вістря тріщини (рис. 143, б). Таким чином, як впливає з рис 143, б, під час утворення втомної тріщини при $K_{max} = \text{const}$ в'язкість руйнування за статичного навантаження залежатиме від кількості циклів навантаження і змінюватиметься в межах від \bar{K}_{Ic}^{min} до \bar{K}_{Ic}^{max} .

Для випадку, коли тріщина в умовах $K_{fmax} = \text{const}$ підростає на величину більшу, ніж розмір зони пошкодження, коливання W стабілізується і різниця між найбільшим \bar{K}_{Ic}^{max} і найменшим \bar{K}_{Ic}^{min} значеннями в'язкості руйнування зменшується (рис. 143).

Зазначимо, що застосована модель РВТ (п. 6.1) є досить спрощеною, оскільки насправді між моментами затримки росту тріщини її стабільне підростання відбувається неперервно в кожному циклі (п. 4.6). Тому зміна енергії непружної деформації буде відбуватися не стрибками (рис. 143), а плавно упродовж стадії неперервного росту тріщини

Умова
втомного руйнування (стабільного підростання тріщини) i -го елемента описується рівнянням (114). При цьому вважають, що $K_{max} < K_{Ic}$

Розв'язуючи числовим методом рівняння (114) з урахуванням (113), визначаємо довговічність кожного i -го елемента, в межах зони пошкодженості, залежність енергії

(рис. 144). Наприкінці ділянки затримки розсіяна енергія непружної деформації у вістрі тріщини (в елементі завширшки X^* , що прилягає до вершини тріщини) досягає найбільшого значення, а наприкінці стадії безперервного РВТ - мінімального значення (рис. 144).

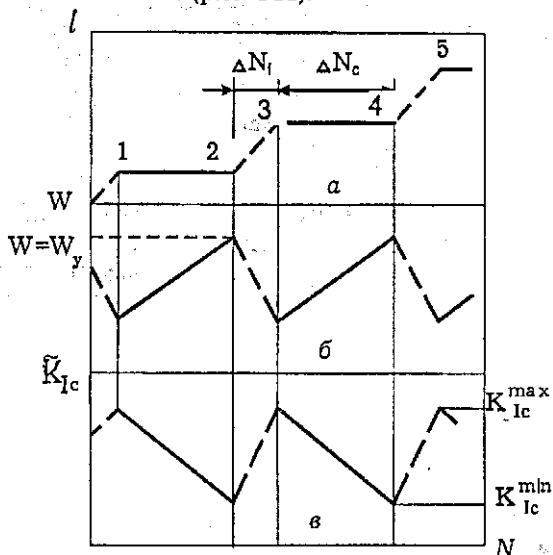


Рис. 144. Залежність довжини тріщини (а), питомої енергії непружної деформації в елементі i біля вістря тріщини (б) і в'язкості руйнування (в) від кількості циклів навантаження

Отже, якщо під час вирощування первинної втомної тріщини циклічне навантаження припинити в точках 1, 3, 5 (рис. 144, а), а потім зразок випробувати на в'язкість руйнування, то ми отримаємо максимальне значення K_{Ic} , якщо ж припинити в точках 2, 4, то статична в'язкість руйнування буде мінімальною.

Перевірку залежності статичної в'язкості руйнування від питомої енергії непружної деформації (кількості циклів навантаження на стадії утворення первинної втомної тріщини (рис. 144)) було проведено при позацентровому розтязі компактних зразків завтовшки 19 мм із сталі 15Х2МФА(III) за кімнатної температури. Енергію непружної деформації непрямо оцінювали за кількістю циклів навантаження на

стадії затримки $\Delta N'_3$ (рис. 144) і неперервного росту тріщини $\Delta N'_H$ відповідно до методики п. 3.3.

При цьому максимальний КІН K_{fmax} на останній ділянці вирощування тріщини (при контрольованому процесі нерегулярного РВТ) знаходився в межах 23...25 МПа $\sqrt{м}$. З рис. 145 можна зробити висновок, що збільшення кількості циклів навантаження на стадії затримки росту тріщини (збільшення енергії непружної деформації) знижує опір крихкому руйнуванню за статичного навантаження, однак із збільшенням кількості циклів навантажування ΔN_n на стадії неперервного РВТ K_{Ic} сталі 15Х2МФА(ІІІ) при температурі 293 К збільшується.

Додатково була проведена серія експериментів, в яких досліджували вплив K_{max} і кількості циклів навантаження після крихкого стрибка тріщини на в'язкість руйнування сталі 15Х2МФА(ІІІ). Особливість цих дослідів полягала в тому, що після крихкого стрибка тріщини втомні пошкодження у вістрі тріщини були відсутні. Це дало змогу регулювати значення W практично від нуля до $W=W_y$. У

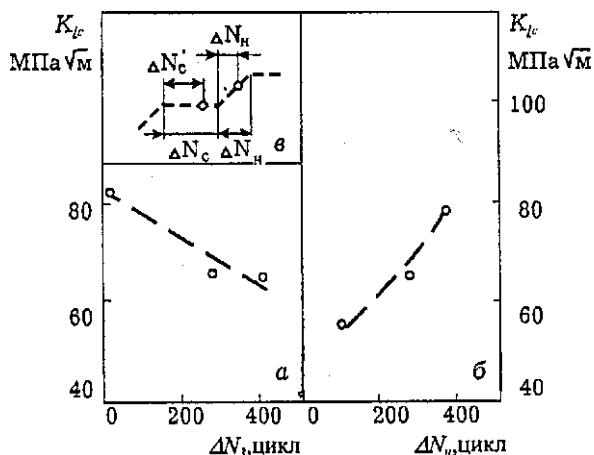


Рис. 145. Залежність K_{Ic} сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293К від кількості циклів затримки (а) і кількості циклів неперервного росту тріщини (б), схема процесу нерегулярного РВТ (в)

вказаних експериментах після створення первинної втомної тріщини [38] циклічне навантаження збільшували до рівня $K_{max}=30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} > K_{fc}^1$. Після крихкого стрибка тріщини зменшували частоту навантаження до 1..2 Гц і, підтримуючи незмінним КІН $K_{fmax} > K_{fc}^1$, контролювали нерегулярний РВТ (п. 3.3). Циклічне навантаження зупиняли в момент переходу від стадії затримки тріщини до її неперервного зростання і після цього визначали в'язкість руйнування при статичному навантаженні [38].

Збільшення кількості циклів навантаження (рис. 146), а також довжини стабільного приросту тріщини Δl , після крихкого стрибка супроводжується зниженням опору крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293 К. Причому чим більший рівень K_{fmax} , при якому проводили циклічне навантаження після крихкого стрибка тріщини, тим

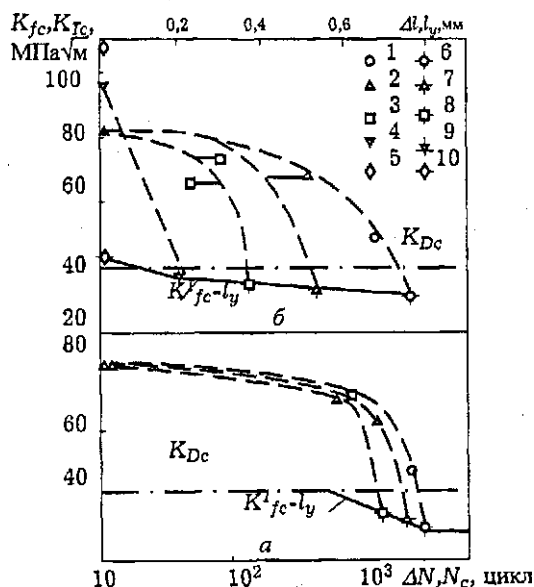


Рис. 146. Залежність $K_{Ic}-\Delta l$ (1-5), $K_{fc}^1-\Delta l_y$ (6-10) (а) і $K_{Ic}-\Delta N$ (1-3), $K_{fc}^1-N_c$ (6) сталі 15Х2МФА(ІІІ) при 293К: $K_{fmax}=30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (1); $33 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (2); $35 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (3); $37 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (4) і $42 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (5)

менше циклів треба для отримання однакового зниження статичної в'язкості руйнування. За статичного навантаження не вдалось отримати значення в'язкості руйнування, нижчого від динамічної в'язкості руйнування $K_{DC} = 40 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Особливо важливим є питання щодо мінімального розмаху КІН, починаючи з якого циклічне навантаження на стадії створення первинної втомної тріщини впливатиме на K_{fc} , тобто окрихуватиме матеріал в зоні пошкодженості у вістрі тріщини.

Виявлено (див. рис. 62), що збільшення коефіцієнта асиметрії циклу навантаження від 0 до 0,87 не впливає на циклічну в'язкість руйнування K_{fc}^I сталі 15Х2МФА(III) при 293 К, а при подальшому підвищенні R стала K_{fc}^I збільшується до збігу з пороговим КІН K_{th} . Ці результати (див. рис. 62, б) зображені на рис. 147 у вигляді залежності циклічної в'язкості руйнування від розмаху КІН. Зменшення ΔK від 30 до 3 МПа $\sqrt{\text{м}}$ не впливає на критичний КІН ΔK_{th} . Враховуючи, що при $R=0$ пороговий КІН $K_{th}=10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (див. рис. 62), зниження опору крихкому руйнуванню матеріалу в зоні пошкодженості (див. рис. 143) спостерігатиметься при $\Delta K > \Delta K_{th}$. Таким чином, при відсутності контролю за процесом нерегулярного підростання під час створення первинної втомної тріщини навіть при строгому дотриманні вимог нормативних документів [38,107,124,151,167,229,240,440] (табл. 24), в'язкість руйнування зразка з "гострішою" тріщиною, на-

приклад при $K_{fc}^I = K_{th}$, може виявитися більшою, ніж в'язкість руйнування зразка з тріщиною, створеною при значенні максимального КІН $K_{fmax} \gg K_{th}$.

Щоправда, це справедливо тільки якщо $K_{fc}^I < K_{fc}$. При $K_{fc}^I = K_{fc}$ циклічність на-

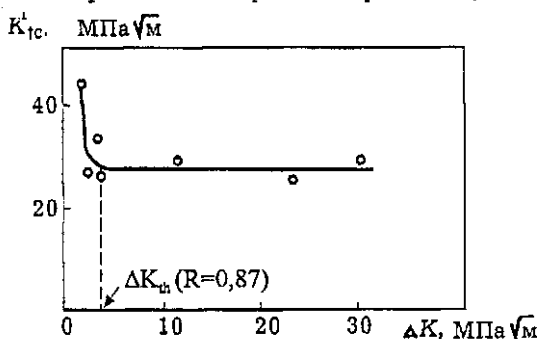


Рис. 147. Залежність K_{fc}^I від ΔK на кінцевій ділянці вирощування первинної втомної тріщини за різної асиметрії циклу навантаження

вантаження на стадії створення первинної тріщини не приводитиме до окрихчування матеріалу в зоні пошкодженості, а отже, і не впливатиме на K_{Ic} . В цьому випадку розкид статичної в'язкості руйнування буде мінімальним і пов'язаним лише з локальним розкидом властивостей матеріалу.

На основі узагальнення отриманих результатів був запропонований спосіб визначення мінімальної статичної в'язкості руйнування K_{Ic} за результатами випробувань одного зразка [6,123]. Згідно з ним контролюють нерегулярний РВТ на кінцевій ділянці створення первинної втомної тріщини. Циклічне навантаження припиняють в точках переходу від ділянки затримки росту тріщини до її неперервного росту (точки 2,4; рис. 144,а). Потім зразок піддають випробуванню на в'язкість руйнуванню при статичному навантаженні відповідно до стандарту [38].

Аналогічний підхід може бути використаний і під час визначення мінімальної динамічної в'язкості руйнування.

Таблиця 24

Вимоги до вирощування вихідної первинної тріщини під час визначення статичної в'язкості руйнування

Найменування документу	Δl_k	K_{fmax}	N_k , цикл	$R = \frac{K_{min}}{K_{max}}$	Джерело
BSI DD 3.71	$\geq 0,025b$	$< 0,67 K_{Ic}$ $\leq 0,5(\sigma_{T1}/\sigma_{T2})K_{Ic}^*$	-	$\leq 0,1$	[240]
ASTM E 399-74	$\geq 0,025l$	$< 32E \cdot 10^{-5} \text{ М}^{1/2}$ $< 0,6(\sigma_{T1}/\sigma_{T2})K_{Ic}$	-	$\leq 0,1$	[440]
РД 260-81	$\geq 0,3 \text{ мм}$	$\leq 0,6 K_{Ic}$	$5 \cdot 10^3$	$\leq 0,1 \dots 0,25$	[151]
ASTM E 399-83	$\geq 0,025l$	$\leq 0,6 K_{Ic}$ $< 0,6(\sigma_{T1}/\sigma_{T2})K_{Ic}$	-	$\leq 0,1$	[229]
ГОСТ 25.506-85	$> 1,3 \text{ мм}$	$< 0,6 K_{Ic}$	$5 \cdot 10^3$	$\leq 0,1 \dots 0,25$	[38]

* σ_{T1} , σ_{T2} - відповідно поріг текучості при температурі вирощування первинної втомної тріщини і температурі випробувань на K_{Ic} .

6.4. Обґрунтування методів підвищення опору крихкому руйнуванню і опору росту втомних тріщин

У високонавантажених масивних конструкціях практично неможливо уникнути різного роду тріщинуватих дефектів, і ресурс таких конструкцій значною мірою визначатиметься тривалістю росту втомної тріщини. Разом з тим під впливом експлуатаційних чинників, наприклад опромінення, матеріал може окрихчуватися і зменшувати свою в'язкість руйнування. Тому, створюючи матеріали для таких конструкцій, необхідно оптимізувати їх за параметрами статичної і циклічної міцності і тріщинотривкості. Як правило, формуючи матеріал з високими міцнісними характеристиками, втрачають в опорі крихкому руйнуванню, і навпаки. До матеріалів, що мають одночасно високу міцність і тріщинотривкість належать мартенситностаріючі сталі [29,45, 104,159,203].

Досягнуте оптимальне співвідношення між міцністю і тріщинотривкістю може порушуватись в процесі експлуатації. За цих обставин важливо мати певні практичні способи відновлення вказаного балансу, наприклад, між межею текучості і в'язкістю руйнування матеріалу або опором росту втомних тріщин. На основі досліджень, викладених у цій праці, показано, що одним із ефективних способів підвищення опору крихкому руйнуванню матеріалів, а також опору росту втомних тріщин є попереднє пластичне деформування (п. 3.4, 4.3, 5.2, 5.3). Причому деформування можна здійснювати як за відсутності в матеріалі тріщин, наприклад, на стадії виготовлення напівфабрикатів або деталей (холодне і гаряче вальцювання), так і при їх існуванні, наприклад, коли йде експлуатація, здійснюються гідравлічні випробування посудин тиску тощо.

З'ясовано (п. 3.4), що холодне вальцювання як з наступним відпалом, так і без нього залежно від класу матеріалу (циклічно зміцнюваний чи циклічно знеміцнюваний) різним чином впливає на швидкість РВТ на середній ділянці ДВР порівняно з попередньо недеформованим матеріалом. Наприклад, для алюмінієвих сплавів, широко використовуваних в авіабудуванні, наклеп, позитивно впливаючи на межу текучості, разом з тим істотно збільшує швидкість росту втомних тріщин. Тому для конструкційних елементів, ресурс яких значною мірою визначається розвитком втомної

тріщини, вказану обставину необхідно враховувати під час розрахунку довговічності. В цьому випадку оптимального співвідношення між параметрами міцності і параметрами циклічної тріщиноотривкості можна досягнути зменшенням ступеня наклепу.

Об'ємна пластична деформація вельми ефективна для циклічно знеміцнюваних матеріалів, наприклад низьковідпущених сталей, оскільки для них підвищення міцності супроводжується збільшенням опору росту втомних тріщин.

На основі виконаних досліджень, а також з аналізу літературних даних виявлено, що наклеп практично у всіх випадках зменшує пороговий КІН, за винятком, коли під час деформування порушується цілісність матеріалів з утворенням пор або мікротріщин. У цих умовах порогова тріщиноотривкість підвищується.

Відомо, що в корпусах реакторів ВВЕР місцеві напруження в зоні патрубків, отворів в кришці можуть досягати значень, близьких до порогу текучості, або навіть перевищувати їх [80].

Оскільки сталь 15Х2МФА у первісному стані (I) і в окрихченому (II), (III) станах є циклічно знеміцнювальною, то місцеві одноразові пластичні деформації в зонах концентрації напружень при відсутності тріщин повинні підвищувати опір росту втомних тріщин. Це впливає з розрахунків за пропонованою моделлю, а також експериментально підтверджено на зразках зі сталей 15Х2МФА(I) і 15Х2МФА(III) в умовах кімнатної температури.

Оскільки при робочій температурі внутрішньої стінки корпуса реактора ВВЕР-440 543...573 К пропорція $\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,08$ - для сталі 15Х2МФА(I) і $\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,10$ - для сталі 15Х2МФА(III), то попередня пластична деформація повинна зменшувати або принаймні не впливати на швидкість РВТ у вказаних сталях і при температурі експлуатації корпусу реактора.

Вплив одноразового попереднього пластичного деформування матеріалу без тріщин на опір крихкому руйнуванню не є однозначним. Разом з тим для корпусної теплоотривкої сталі 15Х2МФА з'ясовані певні закономірності (розділ 4). При рівнях попередньої деформації, що не перевищують максимального рівномірного видовження, характер впливу ϵ_{np} на опір крихкому руйнуванню визначається запасом зміцнення (пропорцією $\sigma_B/\sigma_{0,2}$). Для окрихченої сталі 15Х2МФА(III)

($\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,05$) попередня деформація за кімнатної температури не впливає на K_{fc} . Але для сталі 15Х2МФА(I) ($\sigma_B/\sigma_{0,2}=1,20$) збільшення наклепу знижує опір крихкому руйнуванню при температурі 123 К (п. 4.3).

Разом з тим виявлено, що існування в матеріалі шпар, породжених деформуванням, є основним чинником підвищення опору крихкому руйнуванню.

Дослідження впливу попереднього теплового навантаження на опір крихкому руйнуванню важливе з двох причин. По-перше, для підвищення граничної утримувальної здатності корпусів реакторів, матеріал яких під впливом нейтронного опромінення окрихчується і, по-друге, для забезпечення цілісності корпусу реактора у аварійних ситуаціях. Наприклад, при аварійному заливанні холодної води температура внутрішньої поверхні корпусу може знижуватися до 313...343 К [80,119], яка нижча від температури крихкості основного металу - сталі 15Х2МФА(III) - і металу зварного шва 10ХМФТ(II) (відповідно 393 К і 453 К (див. табл. 13).

За цих умов крихке руйнування зразків з сталі 15Х2МФА(III) і зварного шва 10ХМФТ(II) може відбуватись вже при товщині 25 мм (п. 4.1).

У наведеному дослідженні впливу ПТН на опір крихкому руйнуванню були змодельовані три основні ситуації: це випадки 1 і 2, де після перевантаження відбувається повне (1) (див. рис. 115,а) або часткове (2) (див. рис. 115,в) розвантаження з наступним охолодженням і руйнуванням в умовах кімнатної температури, і випадок 3 (див. рис. 115,б), коли охолодження відбувається при незмінному рівні $K_f=K_f$. Випадок 2 імітує заливання в корпус реактора холодної води при спрацюванні системи аварійного охолодження зони [79,80,119] зі збереженням сталого тиску всередині корпусу. За таких обставин опір крихкому руйнуванню сталі 15Х2МФА(III) підвищується в 3,3 раза, сталі 15Х2МФА(II) і зварного шва 10ХМФТ(II) (рис. 121) - відповідно в 1,8 і 1,9 раза. Випадок 1 моделює навантаження корпусу реактора при гідравлічних випробуваннях з наступним розвантаженням і охолодженням. Для максимально окрихченої сталі 15Х2МФА і зварного шва ефект ПТН ($T=423$ К) майже не залежить від схеми навантаження, тобто у випадку повного або часткового розвантаження, а також у випадку, коли $K_2=K_1$ опір крихкому руйнуванню K_f є майже

сталим. На рис. 148 зображено залежність КІН K_I для поверхневої напівеліптичної тріщини (початкове пропорція півосей $a/b = 2/3$) від розміру b (передбачається збільшення розміру тріщини тільки уздовж великої осі). Якщо прийняти, що температура залитої холодної води дорівнює 293 К, то вже існуюча поверхнева тріщина в основному металі корпусу реактора 15Х2МФА(III) розміром $a=14$ мм (0,1h) і $b=22$ мм може від охолодження крихко зрушуватися, оскільки для неї K_I дорівнює мінімальній (статичній) в'язкості руй-

нування K_{Ic} . Для сталі 15Х2МФА(III) при розмірах дефекту $a=9$ мм, $b=22$ мм умова $K_I < K_{Ic}$ не виконується при гідравлічних випробуваннях ($P=16,25$ МПа). Разом з тим при окрихчуванні основного металу 15Х2МФА(II), яке відповідає середині планового терміну експлуатації (20 років), крихке руйнування можливе в режимі гідровипробувань при розмірах тріщини $a=35$ мм, $b=42$ мм. Для зварного шва Св-10ХМФТ(II) порушення умови $K_I < K_{Ic}$ відбувається у робочому режимі при розмірах тріщини $a=35$ мм, $b=38$ мм; в режимі гідровипробувань, якщо $a=35$ мм (0,25h) і $b=18$ мм.

ПТН за схемою 1 (див. рис. 115, а) значно підвищує критичний КІН K_{Ic} основного металу (сталь 15Х2МФА(III) і 15Х2МФА(II)), а також зварного шва 10ХМФТ(II) і забезпечує виконання умови $K_I < K_{Ic}$ навіть при відносній глибині дефектів $\bar{a} = a/h = 0,25$.

$K_I, K_{Ic}, K_{If}, \text{МПа}\sqrt{\text{мм}}$

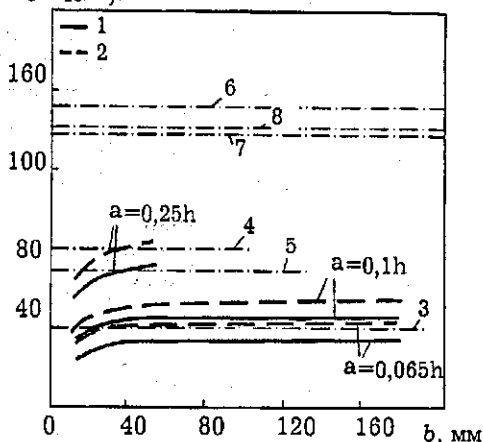


Рис. 148. Залежність обчисленого КІН (1,2) для напівеліптичної поверхневої тріщини в корпусі реактора ВВЕР-440 від розмірів більшої півосі при робочому режимі (1) і гідравлічних випробуваннях (2); K_{Ic} (3-5) і K_{If} (6-8) сталі 15Х2МФА(III) (3,6), 15Х2МФА(II) (4,7) і зварного шва Св-10ХМФТ(II) (5,8). ПТН - схема 2 на рис. 115, в, $T_f=423\text{К}$,

$$T_3=293\text{К}, \bar{K}_1 = \bar{K}_2 = 0,85$$

Вивчення стійкості ефекту ПТН свідчить, що під впливом наступного циклічного навантажування у випадку, коли приріст тріщини відсутній або ж не перевищує 0,2 розміру залишкової пластичної зони, утвореної на першій сходинці навантаження, максимальне зниження критичного КІН сталі 15Х2МФА(ІІІ) становить приблизно 10%.

Можна оцінити можливість реалізації ефекту ПТН безпосередньо під час гідровипробувань корпусу ВВЕР-440 з товщиною стінки 140 мм. Для цього слід розглянути посудину тиску з поверхневою напівеліптичною тріщиною на внутрішній стінці (рис.149). КІН при навантаженні посудини тиском p обчислювали за формулою [307]

$$K = \sigma_e \sqrt{\pi a} Y;$$

$$Y = 1,14 - 0,48 \frac{a}{b} + \frac{1}{0,2 + 4,9 \left(\frac{a}{b} \right)^{1,2}} \left(\frac{a}{h} \right)^2, \quad \sigma_e = \frac{p R_o}{h}.$$

Розрахунок виконаний для геометрії тріщини $a/b=2/3$ і її відносній глибини $\bar{a}=a/h=0,05$; 0,1 і 0,25 за тиску гідровипробувань $p=16,25$ МПа, $2R_o=4130$ мм, $T_2=423$ К. Результати обчислень представлені на рис. 150-153. Для коротких тріщин, $\bar{a}=0,05$ (рис.150), ПТН корпусу ВВЕР-440 під час проведення гідровипробувань не підвищує опору крихкому руйнуванню K_f сталі 15Х2МФА(ІІІ), 15Х2МФА(ІІ) і зварного шва 10ХМФТ(ІІ) порівняно з первісним станом матеріалу при 293 К.

Ефект ПТН стає помітним тільки при тиску, що у 2-3 рази і більше перевищує тиск гідропресування. Для досягнення граничного збільшення K_f досліджуваних матеріалів тиск всередині корпусу необхідно було б збільшити в 7-9 разів порівняно з тиском гідропресування. Із збільшенням довжини тріщини до $0,1h$ (рис.151) ситуація принципово не змінюється і тільки при $\bar{a}=0,25$ (рис.152,153) та рівні $\bar{K}_1 = K_f / K_e = 1$ (тут K_e - КІН при гідровипробуваннях) \bar{K}_f істотно підвищується (від 1,3 для сталі 15Х2МФА(ІІ) до 1,8 для сталі 15Х2МФА(ІІІ)).

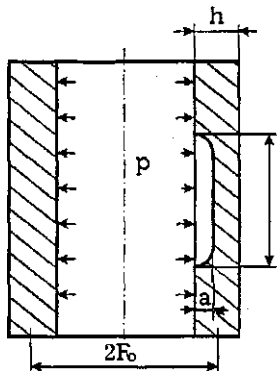


Рис. 149. Посудина тиску з тріщиною на внутрішній стінці

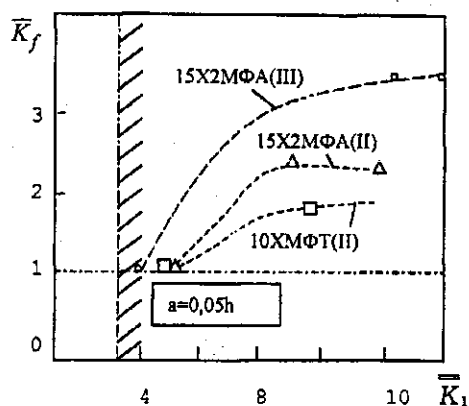


Рис. 150. Залежність \bar{K}_f при 293К від \bar{K}_1 при $T_1=423\text{К}$;
 $K_1=15,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $K_2=0$; $a/b=2/3$

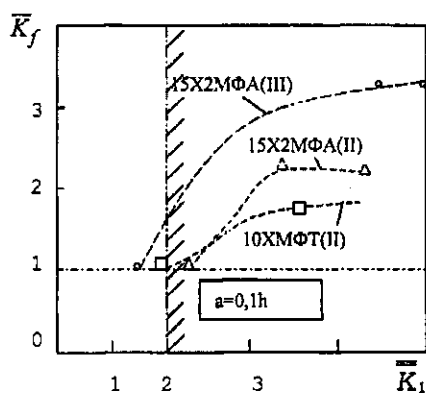


Рис. 151. Залежність \bar{K}_f при 293К від \bar{K}_1 при
 $T_1=423\text{К}$; $K_1=42,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $K_2=0$; $a/b=2/3$

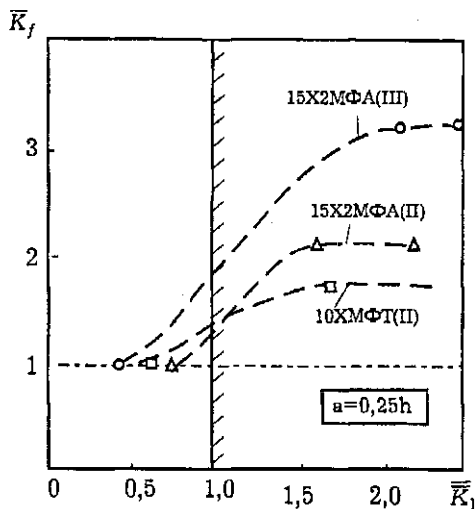


Рис. 152. Залежність \bar{K}_f при 293К від \bar{K}_1 при 293К, $K_r=65,3 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $K_2=0$, $a/b=2/3$

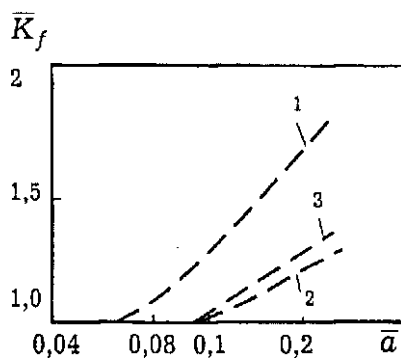


Рис. 153. Залежність \bar{K}_f сталі 15Х2МФА(III) - 1, 15Х2МФА(II) - 2, зварного шва Св-10ХМФТ(II) - 3 при 293К від довжини поверхневої напів-еліптичної тріщини ($a/b=2/3$, режим гідровипробувань, $\sigma_\theta=235 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$)

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. А.с. 1045063 СССР. Призматический образец для определения вязкости разрушения материала/В.Т. Трощенко, В.В.Покровский, В.Г. Каплуненко, П.В. Ясний//Открытия.Изобретения.-1983.-№36.-С.186.
2. А. с. 1132666 СССР. Способ определения вязкости разрушения/ В.Т. Трощенко, В.В. Покровский.
3. А. с. 1133542 СССР. Способ регистрации развития трещин в материалах/ В.В.Покровский, В.Т.Трощенко, С.И.Лихацкий и др. // Открытия. Изобретения.- 1985.№1.-С.151.
4. А. с. 1284357 СССР. Способ определения вязкости разрушения/В.Т.Трощенко, В.В.Покровский,П.В.Ясний и др.
5. А.с. 1305596 СССР. Акустический способ определения параметров хрупкого скачка трещины/В.Т.Трощенко, П.В.Ясний, В.А.Стрижало и др.// Открытия. Изобретения. -1987.-№15.-С.181.
6. А. с. 1534373 СССР. Способ испытания материала на трещиностойкость/В.Т. Трощенко, В.В.Покровский, П.В. Ясний, В.Ю. Подколызин//Открытия. Изобретения. -1990.-№1.-С.175.
7. Алексеев В.Г. Исследование кинетики роста трещин малоциклового усталости в сталях 15Х2МФА, Х18Н10Т и 22К при нормальной и повышенной температурах// Автореф. дис...канд. техн. наук.-М.,1978.-24 с.
8. Алксенко Е.Н., Гринберг Н.М., Дьяконенко Н.П. Распространение усталостных трещин в плоских образцах из кремнистого железа на воздухе и в вакууме// Пробл. прочности.-1983.-№1.-С.42-48.
9. Анализ влияния эксплуатационного нагружения на трещиностойкость стали 20 Л - литых деталей грузового вагона при низких температурах/ В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний и др.// Прочность материалов конструкций при низких температурах.- Киев: Наук. думка, 1986.-С.49-50.
10. Баренблатт Г.И. Математическая теория равновесных трещин, образующихся при хрупком разрушении//Прикл. механика и техн. физ.-1961.-№4.-С.3-57.
11. Блюм Д.И. Хрупкое разрушение и его предотвращение//Разрушение: В 7-и т./Ред. Г. Либовиц.-Т.5. Расчет конструкций на хрупкую прочность.-М.:Мир,1977.-3.-С.11-68.
12. Болотин В.В. Рост трещины и финальное разрушение при циклическом нагружении//Пробл. прочности.-1987.-№11.-С.3-7.
13. Болотин В.В. Объединенные модели в механике разрушения //Изв. АН СССР.Механика твердого тела.-1984.-№3.-С.127-137.
14. Боуглер Ф.У. Оценка вязкости разрушения сталей// Разрушение: В 7-ми т. / Ред. Г. Либовиц.-Т.6.-М.: Металлургия,1976.-С.183-245.
15. Броек Д. Основы механики разрушения.-М.: Высш. шк., 1980.- 367 с.
16. Вайнер Л.А., Звездин Ю.И. Исследование возможности моделирования радиационного охрупчмвания сталей для корпусов ВВЭР//Атомная энергия.-1989.-88.-С.86-88.

17. Вайвер Л.А., Винокуров В.Ф. Исследование скорости роста усталостной трещины в конструкционных сталях//Атомная энергия.-1980.-49.-Вып.5.- С.311-313.
18. Влияние истории деформирования и асимметрии цикла нагружения на характеристики циклической вязкости разрушения сплава ВТ9//В.Т. Троценко, А.Я. Красовский, Д.П. Синявский и др.// Пробл. прочности.-1982.-№12.-С.3-6.
19. Влияние истории деформирования на характеристики циклической вязкости разрушения сплава ВТ9/В.Т. Троценко, А.Я. Красовский, Д.П. Синявский и др.// Пробл. прочности.-1982.-№4.-С.28-32.
20. Влияние малоциклового нагружения на воздухе и в агрессивной среде на механические характеристики стали Ст.3/Б.А. Кадырбеков, А.А. Павлов, В.А. Колесников и др.//Физ.- хим. механика материалов.-1986.-№5.-С.106-108.
21. Влияние масштабного фактора на циклическую трещиностойкость пластичных сталей в низкотемпературной области нагружения/Г.Н. Никифорчин, А.А. Попов, Б.Н. Андрусив и др.// Физ.- хим. механика материалов.-1985.-№4.-С.57-64.
22. Влияние микроструктуры на трещиностойкость валковой стали 9ХФ/М.Я. Белкин, А.Я. Шашко, В.Д. Харченко, В.М. Белкин// Физ.- хим. механика материалов.-1984.-№5.-С.96-97.
23. Влияние однократной предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению/ В.Т.Троценко, В.В.Покровский, П.В.Ясний и др. // Физ.-хим. механика материалов.-1989. № 6.-С.3-12.
24. Влияние однократной пластической деформации на скорость роста усталостных трещин/В.Т.Троценко, В.В.Покровский, П.В.Ясний, Ю.В.Ткач// Структура и прочность материалов в широком диапазоне температур.-Каунас,1989.-С.17.
25. Влияние однократной предварительной пластической деформации на трещиностойкость. Сообщение 1. Скорость роста усталостных трещин в теплоустойчивой стали/В.Т. Троценко П.В. Ясний, В.В. Покровский, и др.//Пробл. прочности.- 1988.-№12.-С.9-14.
26. Влияние предварительного пластического деформирования на условия зарождения и распространения трещин в зонах концентрации напряжений при повторном нагружении//Л.А. Бондарович, А.Н. Шувалов, Б.В. Богачев, А.И. Литвинов// Сб. Трудов Моск.инж.-строит. ин-та.-1983.-№183.- С.152-160.
27. Влияние предварительной циклической пластической деформации на трещиностойкость. Сообщ.1. Сопротивлению хрупкому разрушению/В.Т.Троценко, П.В. Ясний, В.В. Покровский и др.//Пробл. прочности.-1989.- №11.-С.13-20.
28. Влияние температуры на закономерности и микромеханизмы развития усталостных трещин в корпусных сталях/ В.В. Покровский, П.В. Ясний, В.А. Степаненко и др.// Пробл. прочности.-1982.-№6.-С.16-20.
29. Влияние температуры на характеристики трещиностойкости стали разного уровня прочности/В.Т. Троценко, В.В. Покровский, П.В. Ясний и др.// Пробл. прочности.-1988.-№9.-С.8-13.
30. Влияние холодной деформации на скорость развития усталостной трещины в стали 03Х11Н10М2Т/А.Д. Бухалов, А.П. Вылежнев, Ю.Н. Симонов и др.//Вопросы металловедения стали и титановых сплавов.-Пермь,1978.-С.14-17.

31. Влияние эксплуатационной наработки на трещиностойкость материала корпуса автосцепки грузового вагона подвижного состава/ В.В.Покровский, П.В.Ясний, Н.А. Костенко и др.// Пробл. прочности.-1988.-№ 2.-С.28-32.
32. Ворониш В.П., Магденко А.Н., Михневич А.П. Влияние степени предварительной деформации на K_{ксс} хромоникельмолибденовой стали повышенной прочности.//Физ.- хим. механика материалов.-1980.№2.-С.104-105.
33. Вязкость разрушения и структура сталей мартенситного класса/ Г.М. Головинская, Е.А. Дмитриева, А.А. Каминский, Т.В. Рудис// Физ.-хим. механика материалов.-1984.-№6.-С.70-73.
34. Георгиев М.Н., Симонов Ю.Н. Влияние предварительной холодной пластической деформации на трещиностойкость малоуглеродистой стали.//Изв. АН СССР. Мет.- 1988.-№1.-С.103-106.
35. Гетмап А.Ф., Штовба Ю.К. Влияние предварительной пластической деформации на усталостные свойства алюминиевых сплавов.//Пробл. прочности.-1982.-№2.-С.70-73.
36. Гольцев В.Ю., Кудрявцев О.Г., Матвиенко Ю.Г. Влияние предварительной деформации на трещиностойкость пластичных тонколистовых материалов.// Деформация и разрушение материалов атомной техники.-М.:Металлургия, 1983.-С.80-84.
37. Гольденблат И.И., Коппов В.А. Критерии прочности и пластичности конструкционных материалов.-М.: Машиностроение, 1968.-192 с.
38. ГОСТ 25506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости(вязкости разрушения) при статическом нагружении. - М.:Изд-во стандартов,1985.-62с.
39. Григорьев Р.С. Влияние механико- термической обработки и циклического нагружения на хладостойкость стали: Автореф. дис... канд. техн. наук.- Новосибирск, 1968.-20 с.
40. Гуревич С.Е., Едидович Л.Д. О скорости распространения трещины и пороговых значениях коэффициентов интенсивности напряжений.// Усталость и вязкость разрушения металлов.-М.: Наука, 1974.-С.63-83.
41. Гурьев А.В., Мишарев Г.М., Столяров Г.Ю.// Исследование и контроль механических свойств материалов неразрушающими методами. Вып. III.- Волгоград: Изд-во Волгоградского политехн. инст.,1962.-С.46-54.
42. Давиденков Н.Н., Спиридонова Н.И. Анализ напряженнодеформированного состояния в шейке растянутого образца.//Завод. лаб.-1945.-11,№6.-С.583-593.
43. Дерягин Г.А. Исследование влияния пластической деформации на усталостные свойства алюминиевых сплавов марки АВТ.//Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.211-215.
44. Драган В.И. Методика и некоторые результаты исследования закономерностей развития усталостных трещин при кручении.// Пробл. прочности.-1981.-№11.-С.28-31.
45. Дроздовский М. А., Морозов Е.М. О двух механических характеристиках, оценивающих сопротивление разрушению.// Завод. лаб.-1971.-№1.-С.78-89.
46. Друль О.Р., Левицкий О.М. Модель закрытия трещины, вызванного шероховатостью.//Физ.- хим. механика материалов.-1988.-№1.-С.84-90.

47. Жуков В.А., Марипец Т.К. Оценка влияния пластической деформации на повреждаемость материалов по характеру изменения усталостной прочности// Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.76-82.
48. Закономерности малоциклового повреждаемости и разрушения стали 10ХСНД в широком интервале (+20...-196°C) низких температур/ В.В. Ларионов, В.М. Горицкий и др.//Пробл. прочности.-1980.-№1.- С.11-17.
49. Замятин М.Н., Щедрих Г.С. Влияние немартенситных продуктов превращения при закалке на вязкость разрушения улучшенной конструкционной стали//Физ.-хим. механика материалов.-1985.-№6.-С.100.
50. Иваницкий Я.Л. Методика определения критического деформирования вершины трещины продольного сдвига//Физ.-хим. механика материалов.-1983.-№3.- С.112-114.
51. Илупова В.С., Дерягин Г.А., Терентьев В.Ф. Повышение циклической прочности сплава Д16Т при ступенчатой пластической деформации// Прочность металлов при циклических нагрузках.-М.: Наука, 1967.-С.215-221.
52. Иванова В.С., Кудряшов В.Г., Терентьев В.Ф. Использование энергии распространения трещины для определения необратимой повреждаемости металла при циклическом нагружении//Изв. АН СССР. Металлы.-1966.-№3.-С.130-133.
53. Иванова В.С., Кудряшов В.Г. Определение вязкости разрушения K_{IC} по результатам испытаний на усталость//Пробл. прочности.-1970.-№3.- С.17-19.
54. Иванова В.С., Шаплевский А.А. Количественная оценка длительности стабильного роста магистральной усталостной трещины методами фрактографии// Циклическая вязкость разрушения металлов и сплавов.-М.: Наука, 1981.-С.168-193.
55. Иванова В.С. Использование энергии распространения трещин при циклическом нагружении// Известия АН СССР. Металлы.-1966.-№3.-С.130-133.
56. Ивлев Д.Д. О силовом и энергетическом критериях разрушения// Прикл. механика и техн. физ.-1967.-№6.-С.88-128.
57. Ирвин Дж., Парис П. Основы теории роста трещин и разрушения// Разрушение: В 7-ми т./Ред. Г. Либовиц.-Т.3. Инженерные основы и воздействие внешней среды.-М.: Мир, 1976.-С.17-66.
58. Исследование влияния предварительного пластического деформирования на механические свойства и микроструктуру конструкционной стали/ П.В.Ясний, В.В.Покровский, А.С. Штукатурова и др.//Пробл. прочности.-1988.-№9.- С.41-45.
59. Исследование влияния температуры испытаний на закономерности развития усталостных трещин в теплоустойчивых сталях 15Х2МФА и 15Х2НМФА/ В.В. Покровский, Ю.С. Скоренко, Г.П. Карзов и др.// Пробл. прочности.-1982.-№2.-С.13-18.
60. Исследование влияния температуры испытаний на трещиностойкость корпусной стали с различным содержанием примесей/ В.В. Покровский, П.В.Токарев, П.В. Ясний и др.//Пробл. прочности.-1988.-№1.-С.11-16.
61. Исследование влияния температуры на трещиностойкость стали и сварного соединения/В.Т. Троценко, В.В. Покровский, В.Л. Ярусевич, П.В. Ясний и др.//Пробл. прочности.-1988.-№2.-С.8-14.

62. Исследование вязкости разрушения высокопрочной стержневой арматуры/ В.М. Тупило, Г.Н. Никифорчин, О.Н. Романив и др.//Физ.-хим. механика материалов.-1975.-№6.-С.89-94.
63. Исследование радиационного охрупчивания сталей корпусов реакторов методами механики разрушения и путем проведения реакторных испытаний/ Х. Такахаси, К. Сайто, К. Датэ, М. Судзуки/ Теор. основы инженерных расчетов.- 1980.-102, №4.-С.1-11.
64. Исследование скорости хрупких скачков трещины с использованием метода акустической эмиссии/ П.В.Ясний, В.В. Покровский, В.А.Стрижало и др.// Пробл. прочности.-1987.- № 11.-С.32-36.
65. Исследование трещиностойкости сварного соединения титанового сплава типа ВТ6С/В.В.Покровский, П.В.Ясний, В.Л. Ярусевич и др.//Пробл. прочности.-1988.-№3.-С.37-40.
66. Кайнов А.Б. Кинетика усталостного разрушения легких сплавов в связи с пластическими деформациями при формообразовании элементов конструкций// Автореф. дис.... канд. техн. наук.-М.,1986.-20 с.
67. Канадзава Т. Интенсивность распространения низкоциклических усталостных трещин и влияние низкоциклического усталостного гистерезиса на характеристики хрупкого разрушения//Пер. статьи из журнала "Есэцу гаккайси".-1968.-37,№6.-С.565-573.
68. Карзов Г.П., Леонов В.П., Тимофеев Б.Т. Сварные сосуды высокого давления: Прочность и долговечность.-Л.:Машиностроение,1982.-287с.
69. Карзов Г.П., Куклина О.В., Марголин Б.З. Некоторые физико-механические подходы к анализу макроскопических критериев разрушения. Сообщ.2. Вязкое разрушение//Пробл. прочности.-1989.-№8.-С.3-9.
70. Карзов Г.П., Леонов В.П., Марголин Б.З. Механическая модель развития усталостной трещины. Сообщ.1//Пробл. прочности.-1985.-№8.-С.9-14.
71. Карзов Г.П., Леонов В.П., Марголин Б.З. Механическая модель развития усталостной трещины.Сообщ.2// Пробл. прочности.1985.- №8.-С.14-18.
72. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения-СПб: Политехника, 1993.-391 с.
73. Карман К., Кэтлин Дж. Распространение трещины при малоцикловой усталости высокопрочных сталей// Теор. основы инженерных расчетов.-1966.-№4.-С.117-121.
74. Кинетика и механизм роста усталостной трещины в железе/О.Н. Романив, Е.А. Шур, А.И. Ткач и др.//Физ.-хим. механика материалов.-1981.-17, №2.-С.57-66.
75. Кинетика разрушения/П.Г.Микляев, Г.С.Нешпор, В.Г.Кудряшов.-М.:Металлургия, 1979.-279с.
76. Киселев В.А., Рывкин Е.Ю. Влияние предварительного теплового нагружения на сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению // Энергомашиностроение.-1988.-№10.-С.16-18.
77. Кобаяши М. Ухудшение вязкости разрушения сталей в результате различных способов холодной обработки и деформационного старения//J. Iron and Steel Inst. Apr.-1983.-69,№5.-P.576.
78. Колосов Г.В. Применение комплексной переменной к теории упругости.-М.-Л.: ОНТИ,1935.-224 с.

79. Конструкции и методы расчета водо-водяных энергетических реакторов/ Н.А. Махутов, В.В. Стекольников, К.Ф. Фролов и др.-М.: Наука, 1987.-231с.
80. Конструкционные материалы АЭС//Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин, В.Г. Марков.-М.: Энергомашиностроение, 1984. - 280 с.
81. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов.-М.: Металлургия, 1976.- 455с.
82. Красовский А.Я. Хрупкость металлов при низких температурах. Киев: Наук. думка, 1980.-338 с.
83. Красовский А.Я., Вайншток В.А. Критерий разрушения материалов, учитывающий вид напряженного состояния у вершины трещины//Пробл. прочности.-1978.-№5.-С.64-69.
84. Красовский А.Я., Кашталев Ю.А., Красико В.Н. Определение критической температуры перехода от хрупкого к вязкому разрушению по критерию соблюдения условий плоской деформации//Завод. лаб.-1983.- №9.-С.71-74.
85. Кросли П., Риплинг Э. Особенности движения трещины на участке старт-остановка//Механика разрушения. Быстрое разрушение и остановка трещины.-М.: Мир, 1981.-С.74-100.
86. Кудрявцев В.И. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении.-М.: Машгиз, 1951.-287 с.
87. Кудрявцев И.В., Кудрявцев П.И. Поверхностный наклеп как средство повышения сопротивления малоциклового усталости деталей машин// Пробл. прочности.-1972.-№4.-С.81-88.
88. Кудряшов В.Г. Циклическая вязкость разрушения K_{Ic} //Пробл. прочности.-1978.-№5.-С.110-112.
89. Ларионов В.П., Григорьев Р.С., Стебаков И.М. Влияние усталости на хладостойкость сварных соединений.-Якутск, 1976.-64 с.
90. Лебедев А.А., Руденко В.Н., Спиваков А.С. Влияние механической тренировки на ресурс прочности и пластичности конструкционных материалов.- К.: Наук. думка, 1978.-68 с.
91. Леопов М.Я., Панасюк В.В. Розвиток найдрібніших тріщин у твердому тілі//Прикл. механіка.-1959.-вип.4.-С.391-401.
92. Леффлер Л., Хагедорн К.Е., Павельски О. Испытание лабораторных образцов с надрезом на ударный изгиб- новый метод испытания тонких листов// Черные металлы. Металлургия.-1987.-№16.-С.34-40.
93. Лихацкий С.И., Добровольский Ю.В. Применение метода акустической эмиссии для исследования прочности и пластичности материалов в условиях низких температур // Механические испытания конструкционных сплавов при криогенных температурах.-Киев: Наук. думка, 1982.-302с. Р.237-247.
94. Макклиток Ф. Пластические аспекты разрушения //Разрушение: В 7-ми т./Ред. Г. Либовиц.-Т.3. Инженерные основы и воздействие внешней среды.-М.: Мир, 1976.-С.67-262.
95. Макото С., Хироеси Т., Садао С. И. Влияние холодной деформации сжатием на распространение усталостной трещины в сплаве Fe-6%Mo // J. Iron Steel Inst. Jap.- 1978.-64, No11.-P.339-344.
96. Махутов И.А. Влияние старения и наклепа на сопротивление пластическим деформациям конструкционных сталей при малоцикловом нагружении// Пробл. прочности.-1970.-№1.-С.42-45.

97. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность.-М.: Машиностроение, 1981.-272с.
98. Махутов Н.А. Деформационные критерии малоциклового и хрупкого разрушения // Автореферат дис... д-ра техн. наук. М, 1973.-71с.
99. Мейджер Т., Марстон Т. Описание программы исследования отжига материалов для корпусов реакторов после охрупчивания в результате нейтронного облучения//Теор. основы инженерных расчетов.-1978.-100, №3.- С.49-57.
100. Мельников И.П. Сопротивление металла сварных конструкций хрупкому разрушению после предварительного циклического повреждения//Сварочное производство.-1970.-№1.-С.35-41.
101. Методика и некоторые результаты исследования раскрытия вершины трещины усталости / В.Т.Трощенко, П.В.Ясний, В.В.Покровский, Ю.С.Скоренко //Пробл. прочности.-1987.-№10.-С.8-13.
102. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: В 4-х т. / Ред. В.В. Панасюк.- Т.2. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами.-Киев: Наук. думка, 1988.-620 с.
103. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: В 4-х т. /Ред. В.В. Панасюк.-Т.3. Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения.-1988.-436 с.
104. Механические свойства конструкционных материалов при низких температурах/ Пер. с англ. под ред. И.Н. Фридландера.-М.: Металлургия, 1983.-430с.
105. Механические свойства сварных соединений узлов реакторов ВВЭР-1000/А.С. Зубченко, С.И. Носов, А.А. Попов и др.//Автомат. сварка.-1987.-№1.-С.47-52.
106. Мищенко Ю.Д. Входной документ для банка данных по механическим свойствам материалов//Пробл. прочности.-1983.-№1.-С.108-111.
107. МК 163-37-75. Методика контроля. Определение параметра вязкости разрушения при плоской деформации.-М.: ВИС, 1975.
108. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости.-М.: Наука, 1968.-707 с.
109. Мурто У., Тоседа М., Сато К. Влияние предварительной деформации при повышенной температуре на вязкое разрушение высокопрочной стали//Теор. основы инженерных расчетов.-1980.-№4.-С.52-57.
110. Навроцкий И.А. Влияние вида и степени предварительной деформации на склонность конструкционных и строительных сталей и сплавов к хрупкому разрушению// Сталь.-1967.-№7.-С.643-648.
111. Науменко В.П. О влиянии геометрии образца на результаты определения величины K_{Ic} //Пробл. прочности.-1973.-№10.-С.81-88.
112. Науменко В.П. Метод определения раскрытия трещины в условиях плоской деформации//Пробл. прочности.-1981.-№9.-С.28-34.
113. Нешпор Г.С. Исследование кинетики и вязкости разрушения алюминиевых сплавов//Технология легких сплавов.-1974.-№5.-С.53-61.
114. Николаев А.А., Рыбин В.В., Баданин В.И. О роли примесей в радиационном охрупчивании низколегированной стали// Атомная энергия.-1979.- №7.-С.21-25.
115. Николаев В.А., Баданин В.И., Морозов А.М. Суммирование повреждений при отжиге и повторном облучении корпусной стали// Атомная энергия.-1984.-вып.3, №5.-С.165-167.

- 116.Новиков Н.В.,Новогрудский Л.С. Установка для исследования влияния электрического тока на механические характеристики металлов в интервале температур 4,2-300 К//Завод. лаб.-1979.-45, №4.-С.373-375.
- 117.Новые методы оценки сопротивления металлов хрупкому разрушению/Под ред. Ю.Н. Работнова.-М.:Мир,1972.-439 с.
- 118.Новый способ повышения прикладной трещиностойкости деталей конструкций/ Г.Н. Никифорчин, О.Н. Романив, Б.Н. Андрусив и др.//Физ.- хим. механика материалов.-1985.-№2.-С.92-93.
- 119.Нормы расчета на прочность элементов реакторов, парогенераторов, сосудов и трубопроводов атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок.-М.: Металлургия, 1973.-408 с.
- 120.Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения.-М.:Металлургия, 1978.-256с.
- 121.Обата М. Измерение деформаций у острия трещины//Пер. с яп. статьи из журнала Нихон киндзюку гаккай кайхо.-1982.-21, №6.- С.430-440.
- 122.Определение трещиностойкости металлических материалов при плоской деформации/ Г.С. Писаренко, В.П. Науменко, В.А. Раковский, Г.С. Волков; АН УССР. Ин-т проблем прочности.-Препр.-Киев,1986.-40с.
- 123.О природе разброса вязкости разрушения при статическом нагружении/ В.Т. Троценко, П.В. Ясний, В.В. Покровский, В.Ю. Подколызин//Пробл. прочности.-1990.-№2.-С.10-16.
- 124.ОСТ 90215-76. Отраслевой стандарт. Металлы. Метод определения вязкости разрушения при плоской деформации (K_{Ic}).-М.: ВИАМ, 1976.
- 125.Оценка области интенсивной деформации у вершины трещины по методу рекристаллизации при испытаниях на вязкость разрушения/ Т. Седзи, К. Датэ, Х. Такахаси, М. Судзуки//Пер. с яп. статьи из журнала Хихакай кэнса.-1978.-27, №8.-С.499-505.
- 126.Панасюк В.В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами.Киев: Наук. думка, 1969.-246 с.
- 127.Панасюк В.В., Саврук М.П., Дацишин А.П. Распределение напряжений около трещины в пластинах и оболочках.-Киев: Наук. думка,1976.-444с.
- 128.Панасюк В.В. Прочность и механика разрушения материалов(Развитие исследований в СССР, начиная с 50-х годов XX века)/АН УССР. ФМИ им. Г.В. Карпенко.-Препр.- Львов,1987.-61с.
- 129.Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ковчик С.Е. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.-Киев: Наук. думка,1977.-278с.
- 130.Панасюк В.В., Шницер К.М., Ковчик С.Е. Влияние предварительного нагружения в среде воздуха и воды на трещиностойкость титанового сплава BT-14//Физ.-хим. механика материалов.-1973.-№6.-С.10-13.
- 131.Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Ковчик С.Е. Методы оценки трещиностойкости конструкционных материалов.-Киев: Наук. думка,1977.- 287 с.
- 132.Перис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещины//Техн. механика. Сер. Д.-1963.-N4.-С.60-68.
- 133.Паргон В.З., Морозов Е.М. Упругопластичная механика разрушения.- М.: Мир, 1978.-416 с.

134. Пачурин Г.В., Гусяткова Г.П. Кривые упрочнения предварительно деформированных металлов // Обработка металлов давлением.- Свердловск.- 1980.- №7.- С.52-54.
135. Перспективы совершенствования перлитных сталей для корпусов реакторов и другого оборудования первого контура АЭС/Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин и др./Энергомашиностроение.- 1976.- №10.- С.25-28.
136. Петивов С.В., Осжигитов К.С. Влияние предварительной деформации на рост трещины усталости в малоуглеродистой стали/Прочность и надежность судовых конструкций.- Ленинград, 1982.- С.59-65.
137. Полак Я., Клеснил М. Скорость распространения усталостных трещин в условиях общей пластической деформации/Применение механики разрушения для оценки медленного роста трещины: Сб. семинара СЭВ.- Малацки, 1979.- С.42-47.
138. Предельное состояние металлов с трещинами при циклическом нагружении: Прогнозирование долговечности с учетом стадии неустойчивого развития усталостных трещин/ В.Т.Трощенко, В.В.Покровский, П.В.Ясний, В.Г.Каплуненко; АН УССР. Ин-т проблем прочности.-Препр.-Киев, 1988.-29с.
139. Предельное состояние металлов с трещинами при циклическом нагружении: Модель и методы определения вязкости разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении/В.Т. Трощенко, В.В.Покровский, П.В.Ясний, В.Г. Каплуненко; АН УССР.Ин-т проблем прочности.-Препр.-Киев,-49с.
140. Применение перегрева при закалке для повышения трещиностойкости высокопрочных сталей/ О.Н. Романив, А.Н. Ткач. Я.Н. Гладкий, Ю.В. Зима//Физ.-хим. механика материалов.-1976.-№5.-С.41-48.
141. Прочность деформированных материалов/Под ред. Г.Г. Максимовича.- К.: Наук. думка.-1976.-272 с.
142. Прочность при малоцикловом нагружении/ С.В.Серенсен, Р.М.Шнейдерович, А.П.Гусенков и др. -М.: Наука, 1975.-286 с.
143. Программный комплекс для решения задач линейной и нелинейной механики разрушения. Сообщ.1/Е.М. Морозов, Г.П. Никишков, Б.Р. Бейзерман и др./Пробл. прочности.-1987.-№4.-С.94-98.
144. Программный комплекс для решения задач линейной и нелинейной механики разрушения. Сообщ.2 /Е.М. Морозов, Г.П. Никишков, Б.Р. Бейзерман и др. //Пробл. прочности.-1987.-№8.-С.84-89.
145. Прогнозирование влияния предварительной циклической наработки на сопротивление хрупкому разрушению/В.Т. Трощенко, П.В. Ясний, В.В. Покровский, П.В. Токарев// Совершенствование технической эксплуатации корпусов судов.- Л.: Судостроение, 1989.-С.186.
146. Перис П., Эрдоган Ф. Критический анализ законов распространения трещины// Теор. основы инженерных расчетов.-1966.-№4.-С.117-121.
147. Развитие трещины усталости.Сообщение 1. Закономерности неустойчивого развития /В.Т.Трощенко, П.В.Ясний, В.В.Покровский, Ю.В.Ткач// Пробл. прочности.- 1988.-№10.-С.11-15.
148. Райс Д.Р. Математические методы в механике разрушения//Разрушение: В 7-ми т./Ред. Г. Либовиц.-Т. 2. Математические основы теории разрушения.-М.: Мир, 1975.-С.204-336.
149. Райтнер С.И. Разрушение при повторных нагрузках.-М.: Обorongиз, 1959.- 352 с.

- 150.РД-50-345-82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении.-М.:Изд-во стандартов,1983.-95с.
- 151.РД 50-260-81. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении.-М: Изд-во стандартов, 1982.-56 с.
- 152.Роль остаточных напряжений и деформационного упрочнения в изменении коррозионно- циклической трещиностойкости корпусных сталей/О.Н. Романив, Г.Н. Никифорчин, А.В. Вольдемаров, В.Е. Литвинов//Физ.- хим. механика материалов.-1986.-№4.-С.48-59.
- 153.Ромвари П., Тот Л., Надь Д. Анализ закономерностей распространения усталостных трещин в металлах// Пробл. прочности.-1980.-№12.- С.18-28.
- 154.Романив О.Н., Ткач А.Н.,Ленец Ю.Н. О возможном нарушении инвариантности кинетических диаграмм усталостного разрушения, вызываемом явлением закрытия трещины//Физ.-хим. механика материалов.-1984.-№6.-С.62-70.
- 155.Романив О.Н., Ткач А.Н. Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения конструкционных сталей//Физ.-хим. механика материалов.- 1987.-№5.-С.3-16.
- 156.Романив О.Н.,Никифорчин Г.Н.,Андрусив Б.Н. Эффект закрытия трещины и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов// Физ.-хим. механика материалов. -1983.-№3.-С.47-61.
- 157.Романив О.Н., Никифорчин Г.Н., Вольдемаров А.В. Коррозионно-циклическая трещиностойкость: Закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов// Физ.-хим. механика материалов.- 1985.-№3.-С.7-20.
- 158.Романив О.Н., Ткач А.Н., Ленец Ю.Н. Влияние закрытия трещины на трещиностойкость//Пробл. прочности.-1987.-№5.-С.3-9.
- 159.Романив О.Н., Никифорчин Г.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов.-М.: Металлургия, 1986.-283 с.
- 160.Романив О.Н.,Ткач А.Н. Микромеханическое моделирование вязкости разрушения металлов и сплавов//Физ.-хим.механика материалов.-1977.-13, №15.-С.5-22.
- 161.Романив О.Н., Петрина Ю.Д. Вязкость разрушения как характеристика эксплуатационной надежности материала// Физ.- хим. механика материала.-1972.-№3.-С.12-15.
- 162.Романив О.Н., Петрипа Ю.Д., Зима Ю.В. О специфике распространения трещин при циклическом нагружении в жидких средах// Физ.-хим. механика материалов.-1972.-№4.-С.35-38.
- 163.Романив О.Н., Ленец Н.А., Петрина Ю.Д. Влияние условий испытаний на трещиностойкость// Физ.-хим. механика материалов.-1976.-№3.-С.90-93.
- 164.Романив О.Н., Крыськив А.С., Ткач А.Н. О некоторых случаях различной структурной чувствительности ударной вязкости и вязкости разрушения// Физ.- хим. механика материалов.-1978.-№6.-С.64-71.

165. Романов О.Н., Ткач А.Н., Крыськив А.С. Исследование обратимой отпускной хрупкости сталей методами механики разрушения// Физ.-хим. механика материалов.-1980.-№2.-С.41-47.
166. Ропей М. Усталость высокопрочных материалов/Разрушение: В 7 т. /Ред. Г. Либовиц-Т.З. Инженерные основы и воздействие внешней среды.- М.:Мир,1976.- С.473-496.
167. РС 3642-72. Определение вязкости разрушения K_{Ic} при плоской деформации.
168. Рыбакина О.Г. Исследование раскрытия трещины методом весовых функций//Прикл. механика и математика.-1987.-51,№1.-С.140-145.
169. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия,1986.-226 с.
170. Сайто С., Тоэта С., Тада Т. Влияние плотности дислокаций на скорость распространения усталостных трещин//J. Iron Steel Inst. Jap.-1976.-62, No 11.- P.688-695.
171. Серенсен С.В., Гарф М.Э., Кузьменко В.А. Динамика машин для испытаний на усталость.-М.:Машиностроение,1967.-460с.
172. Си Г., Либовиц Г. Математическая теория хрупкого разрушения//Разрушение: В 7-ми т. /Ред. Г.Либовиц-Т.2.Математические основы теории разрушения.- М.:Мир,1975.-С.83-203.
173. Си Дж. Распределение напряжений вблизи концов трещины продольного сдвига// Труды АОИМ. Прикл. механика.-1965.-32, №1.-С.57-65.
174. Сиратори М., Миеси Т., Мацусита Х. Вычислительная механика разрушения.-М.: Мир,1986.-334 с.
175. Симада Х. Исследование кинетики действительных деформаций в вершине усталостной трещины методом микроскопических решеток// Пер. с яп. статьи из журнала Хихакай кэнса.-1977.-26, №7.-С.463-466.
176. Сопротивление хрупкому разрушению и радиационному охрупчиванию корпусов водо-водяных энергетических реакторов/ И.В. Горынин, Ю.Ф. Баландин, Ю.И. Звездин и др.// Физ.- хим. механика материалов.- 1983.-№4.-С.96-103.
177. Степаненко В.А., Штукатурова А.С., Ясний П.В. Стереофрактографическое исследование зоны статического срагивания и динамического скачка трещины в корпусной стали//Физ.-хим. механика материалов.-1983.-№6.-С.71-75.
178. Телешов В.В., Кудряшов В.Г. Структура и анизотропия вязкости разрушения алюминиевых сплавов// Физ.-хим. механика материалов.-1976.-№6.-С.7-12.
179. Теплоустойчивая сталь для корпусов ВВЭР и оценка ее работоспособности/И.В. Горынин, Ю.Ф. Баландин, Ю.И. Звездин и др.// Энергомашиностроение.-1977.-№9.-С.18-21.
180. Тот Л., Ромвари П.,Фридрих Э.Г. Микроструктурные исследования холоднодеформированных поверхностей при циклическом нагружении/ 3 Kolloq. Eigenspannung und Oberflächen verfesting Zwickau,1982.-8.-S.17-23.
181. Трефилов В.И., Мильман Ю.В. Влияние структурного состояния и температуры на механические свойства сверхтвердых материалов// Сверхтвердые материалы: синтез, свойства, применение.- Киев: Наук. думка,1983.-С.81-86.

182. **Трещиностойкость** высокопрочных чугунов с шаровидным графитом/А.Я. Красовский, В.В.Калайда, И.В. Крамаренко и др.//Пробл. прочности.- 1984.-№8.-С.44-50.
183. **Троценко В.Т., Покровский В.В., Прокопенко А.В.** Трещиностойкость металлов при циклическом нагружении.-Киев: Наук. думка, 1987.-256 с.
184. **Троценко В.Т., Прокопенко А.В., Покровский А.В.** К вопросу об определении вязкости разрушения по результатам испытаний на усталость при круговом изгибе//Пробл. прочности.-1977.-№1.-С.3-10.
185. **Троценко В.Т., Покровский В.В.** Вязкость разрушения конструкционных сплавов при циклических нагрузках.Сообщ.1//Пробл. прочности.-1983.-№6.- С.3-16.
186. **Троценко В.Т., Прокопенко В.Т., Торгов В.И.** Влияние протекторной защиты на циклическую прочность и трещиностойкость нержавеющей сталей и сплава ВТЗ-1 в коррозионной среде//Пробл. прочности.-1981.-№6.-С.7-11.
187. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Прогнозирование влияния асимметрии цикла нагружения на циклическую вязкость разрушения конструкционных сплавов// Пробл. прочности.-1985.-№11.-С.31-35.
188. **Троценко В.Т.** Критерий усталостной прочности металлов и сплавов, основанный на учете рассеяния энергии при колебаниях систем.-Киев: Наук. думка, 1986.-С.168-177.
189. **Троценко В.Т.** Усталость и неупругость металлов.-Киев: Наук. думка, 1971.-267 с.
190. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Влияние температуры испытаний на трещиностойкость конструкционных сталей//Физ.- хим. механика материалов.-1986.-№1.-С.98-106.
191. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Развитие трещины усталости . Сообщ.2.Модель развития трещины// Пробл. прочности.-1988.-№10.-С.15-20.
192. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Модель нестабильного роста усталостной трещины// Современные способы обеспечения прочности и надежности сварных конструкций.-Л.: ЛДНТП, 1989.-С.70-74.
193. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Исследование закономерностей нестабильного развития трещины при циклическом нагружении//Пробл. прочности. -1980.-№6.-С.3-7.
194. **Троценко В.Т., Покровский В.В.** Влияние циклически нагружения на характеристики трещиностойкости сталей. Сообщ.2//Пробл. прочности -1980.-№12.-С.14-17.
195. **Троценко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В.** Влияние однократной предварительной пластической деформации на трещиностойкость. Сообщение 2.Подход к прогнозированию скорости роста усталостных трещин// Пробл. прочности.-1988.- №12.-С.14-18.
196. **Ультразвук.** Маленькая энциклопедия/Под ред. И.П.Голяминой.- М.:Сов.энциклопедия, 1979.-400 с.
197. **Фипкель В.М.** Реанимация твердых тел с трещиной/Механика разрушения материалов. Тезисы докладов I Всесоюзной конференции.- Львов, 1987.-158 с.

198. **Формен З., Кэрри В., Энгл Р.** Численное исследование распространения трещин в циклически нагружаемых конструкциях// Теор. основы инженерных расчетов.-1967.-№3.-С.8-11.
199. **Ханухов Х.М., Беляев Б.Ф., Черкасова И.Н.** Влияние предварительного малоциклового нагружения на сопротивление разрушению строительной стали// Исследование хрупкой прочности строительных металлических конструкций.- М.,1982.-С.92-102.
200. **Харрисон Т.С., Фирнехаф Д.Д.** Влияние предварительного нагружения на хрупкое разрушение деталей, содержащих острые дефекты//Теоретические основы инженерных расчетов.-1972.-№2.-С.130-134.
201. **Хрупкие разрушения сварных конструкций//** У. Дж. Холл, М. Кихара, В.Зут, А.А. Уэллс.-М.:Машиностроение,1974.-320с.
202. **Циклические деформации и усталость металлов.Т.2.Долговечность металлов с учетом эксплуатационных и технологических факторов//** В.Т.Трощенко, Л.А.Хамза, В.В.Покровский и др.-Киев:Наук. думка,1985.-224с.
203. **Цыремеп Э.С., Мاستин Ю.М., Блинов В.М.** Влияние азотирования на сопротивление разрушению высокопрочной мартенситностарееющей стали Н18К9М5Т//Металловедение и терм. обработка металлов.-1978.-№13.-С.11-14.
204. **Черепанов Г.П.** Механика хрупкого разрушения.-М.:Наука,1974.-640с.
205. **Черепанов Г.П.** Упруго-пластическая задача в условиях антиплоской деформации//Прикл. механика и математика.-1962.-26, вып.4.-С.63-69.
206. **Черепанов Г.П.** О распространении трещин в сплошной среде//Прикл. механика и математика.-1967.-31, №3.-С.476-488.
207. **Черепанов Г.П.** Современные проблемы механики разрушения// Пробл. прочности.-1987.-№8.-С.3-13.
208. **Черняк Н.И.** Механические свойства стали в области малых пластических деформаций.-Киев: АН УССР,1962.-103 с.
209. **Численный анализ в плоских задачах теории трещин//** М.П. Саврук, П.Н. Осив, И.В. Прокопчук.- Киев: Наук. думка, 1989.-248 с.
210. **Шахиян П., Уотсон Д.** Сопротивление росту усталостной трещины некоторых облученных нейтронами сталей для сосудов давления и сварных соединений// Теор. основы инж. расчетов.-1974.-№4.-С.1-9.
211. **Школьник Л.М.** Скорость роста трещин и живучесть металла.-М.: Металлургия,1973.-215 с.
212. **Шур Д.М., Ивченко Л.Ф.** Влияние циклического нагружения на сопротивление сварных пластин хрупкому разрушению при статическом растяжении//Сварочное производство.-1970.-№1.-С.24-35.
213. **Щербак А.М., Романов А.Н.** Сопротивление малоциклового деформированию и разрушению малоуглеродистых сталей при повышенных температурах в связи с эффектом старения// Структурные факторы малоциклового разрушения.-М.: Наука,1977.-С.51-63.
214. **Ярема С.Я.** Исследования роста усталостных трещин и кинетические диаграммы усталостного разрушения//Физ.- хим. механика разрушения, 1977.-13,№4.-С.3-22.
215. **Ярема С.Я.** Рост усталостных трещин//Методы и средства оценки трещиностойкости конструкционных материалов.- Киев: Наук. думка, 1981.-С.177-207.

- 216.Ярема С.Я. О закономерностях и математических моделях развития усталостных трещин//Механическая усталость металлов.-Киев: Наук. думка, 1983.-С.214-224.
- 217.Ярема С.Я., Микитишин С.И. Аналитическое описание диаграммы усталостного разрушения материалов//Физ.- хим. механика материалов.-1975.- №6.-С.47-54.
- 218.Ясний П.В., Покровский В.В., Прокопенко А.В. О соотношении характеристик вязкости разрушения при циклическом и динамическом нагружении// Пробл. прочности.-1983.-№8.-С.35-39.
- 219.Ясний П.В. Методика и некоторые результаты исследования закономерностей развития усталостных трещин при плоском изгибе в условиях низких и высоких температур//Пробл. прочности.-1980.-№5.-С.78-81.
- 220.Ясний П.В. Исследование закономерностей нестабильного распространения трещины при циклическом нагружении//Пробл. прочности.-1981.-№11.-С.31-35.
- 221.Ясний П.В. База данных по скорости роста усталостных трещин// Физ.-хим. механика материалов.-1988.-№ 6.-С.103-105.
- 222.Ясний П.В. Развитие усталостной трещины.Сообщ.3.Модель нестабильного развития трещины//Пробл. прочности.-1989.-№ 9.-С.46-51.
- 223.Ясний П.В., Ковальчук Я.О. Вплив попереднього пластичного деформування розтягуванням-стисканням на швидкість росту втомних тріщин// Сучасні проблеми механіки і математики: Міжнародна наукова конференція, присвячена 70-річчю академіка НАН України Я.С.Підстригача. 25-28 травня 1998 р., Львів.-1998.-С.215.
- 224.Ясний П.В. Исследование трещиностойкости корпусной стали 15Х2НМФА при циклическом нагружении//Автореф. дисс.канд. техн. наук.-Киев,1980.-24 с.
- 225.A study on the ductile fracture of surface crack. 1st report. Crack growth of surface crack and the finite element analysis/K. Masanori, N.Tamaki,Y.Kazunori at al//Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1988.-A54, No 497.-P.64-70.
- 226.Amouzovi K.F. A comparative fracture study of slightly prestrained low alloy steel and a slightly prestrained austenite stainless steel// Mater. Sci. and Eng.-1986.-78, No1.-P.65-70.
- 227.Annual Book of Standards.- Philadelphia: ASTM E647-88,1988.
- 228.Assad A.T., Sinclair G.B. Further remarks on obtaining fracture toughness values from the literature//Int. J. of Fract.-1988.-38, No3.-P.R47-R60.
- 229.ASTM E399-83. Standard test method for plane strain fracture toughness of metallic materials//Annual Book of Standards.- Philadelphia:ASTM E399-83,1985.-P.547-582.
- 230.Bachmacz W.,Kulis J. Effect of fatigue pre-stressing on the crack propagation rate/Proc. 8th Congr. Mater. Test.Budapest,1982.-1.-C.315-319.
- 231.Backtisch W., Cramer H., Knun R. Irradiation induced change of pressure vessel material 22NiMoCr evaluated concerning component integrity/Proc. 2nd Int. Semin. Assuring Structural Integrity of Steel Reactor Pressure Boundary Components.-Paris,1981.-P.203-224.
- 232.Barsom J.M. Fatigue crack growth under variable amplitude loading in ASTM A514-B steel//Progress in flaw growth and fracture toughness testing.- Philadelphia: ASTM STP 536,1973.-P.147-167.

233. Behavior of fatigue crack propagation in tensile pre-strained low carbon steel/H.Ikuhiko, I. Keiichiro, M. Shinichiro and al/Proc. 22nd Congr. Mater. Res., Kyoto, 1979.-P.143-148.
234. Beremin F.M. Numerical modelling of warm prestress effect using a damage function of cleavage fracture//Adv. Fract. Res. Prepr: Proc. 5th Int. Conf. Fract. -Oxford: Pergamon Press, 1982.-2.-P.825-831.
235. Bilby B.A. Dislocations and cracks/Proc. 3rd Int. Conf. Fract.-Dusseldorf, 1973.-11.-P.P11-PL8.
236. Bilby B.A., Cottrell A.H., Swinden K.H./Proc. of the Royal Society.-1963.-A272.-P.304-315.
237. Blackburn W.S., Hellen T.K. Determination of stress intensity factors for Battelle Benchmark geometries//Int. J. Fract.-1980.-16, No5.-P.411-429.
238. Blom A.F., Hadrbolets A., Weiss B. Effect of crack closure on near-threshold crack growth behaviour in a high strength Al-alloy up to ultrasonic frequencies/Proc. 4th Int. Conf.-Oxford: Pergamon Press, 1983.-2.-P.755-762.
239. Bolotin V.V. A unified approach to damage accumulation and fatigue crack growth//Eng. Fract. Mech.-1985.-22, No3.-P.387-398.
240. British Standards Institution Draft for Development, 3.71. Method of Test for Plane -Strain Fracture Toughness, London, 1972.
241. Broberg K.B. New approaches in fracture mechanics/ Proc. 4-th Int. Conf. Mech. Behav. Mater.- Stockholm, 1983.-2.-P.927-941.
242. Broek D. A similitude criterion for fatigue crack growth modelling//Fracture Mechanics: Sixteenth Symposium.-Philadelphia: ASTM STP 868, 1985.-P.347-360.
243. Brown M.W. Aspects of fatigue crack growth/Proc. Int. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London, 1986.-1.-P.93-103.
244. Budiansky B., Hutchinson J.W. Analysis of closure in fatigue crack growth// J. Appl. Mech.-1978.-45, No2.-P.267-276.
245. Buekner H.F. A novel principle for the computation of stress intensity factors//Z. Angew. Math. and Mech.-1970.-50, No9.-P.529-546.
246. Bulloch J.N. Fatigue crack growth studies in rail steel and associated weld metal//Theor. and Appl. Fract. Mech.-1986.-6, No2.-P.75-84.
247. Buray-Mihalui E., Buray Z., Czoboloy E. Combined effects of porosity and cycling preloading of the fracture behavior of AlMg4 weldments/Proc. 7th Congr. Mater. Test.-Budapest, 1978.-1.-P.35-38.
248. Carifo J.E., Swedlow J.L., Cho C.-W. Computation of stable crack growth using the J-integral/Proc. 17th Nat. Symp. on Fracture.-Albany, NY, 1974.-P.124-135.
249. Chambers A.E., Sinclair G.B./Int. J. of Fract.-1986.-30.-P.R11-R15.
250. Chang S., Garg S.B.L. Variation of effective stress range ratio, under simple variable amplitude loading/Proc. 6th Int. Conf. Fract.- New Delhi, 1984.-3.-P.1711-1718.
251. Chell G.G. Some fracture mechanics applications of warm prestressing to pressure vessels/Proc. 4th Int. Conf. Press. Vessel Technology.-London, 1980.-P.117-124.
252. Chell G.G. The effects of sub-critical crack growth on the fracture behaviour of cracked ferritic steels after warm prestressing//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9, No4.-P.259-274.
253. Chell G.G., Haigh J.R. The effect of warm prestressing of proof tested pressure vessels//Int. J. Press. Vess. Piping.-1986.-23.-P.121-132.

254. **Chell G.G., Haigh J.R., Vitek V.** A theory of warm prestressing: experimental validation and the implications for elastic plastic failure criteria// *Int. J. Fract.*-1981.-17, No1.-P.61-81.
255. **Chell G.G., Vitek V.**//*Int. J. of Fract.*-1977.-13.-P.882-886.
256. **Chongya Y., Minggao Y.** A calculation of threshold stress intensity range for fatigue crack prorgagation in metals//*Fatigue Fract. Eng. Mater. and Struct.*-1980.-3.-P.189-192.
257. **Chudnovsky A., Dolgopolsky A., Kachanov M.** Elastic interaction of crack with microcracks/*Proc. of The 6th Int. Conf. on Fract.-New Dehli, 1986.*-2.-P.825-831.
258. **Clarke G.A.** Evaluation of the J1c testing procedure by raund robin tests on A533B class I pressure vessel steel//*J. Test. Eval.*-1980.-8, No5.-P.213-220.
259. **Clayton J.Q., Knott J.E.** Observation of Fibrous fracture modes in pre-strained low alloy steel//*Met. Sci.*-1976.-10.P.63-71.
260. **Crack arrest in steels/** G.T. Hahn, R.G. Hoagland, M.F. Kanninen, A.R. Rosenfield//*Eng. Fract. Mech.*-1975.-7, No3.-P.583-592.
261. **Curry D.A.** A micromechanistic approach to warm prestressing of ferritic steels//*Int. J. Fract.*-1981.-17, No3.-P.335-343.
262. **Curry D.A.** A model for predicting the influence of warm prestressing and strain ageing on the cleavage fracture toughness of ferritic steels//*Int. J. Fract.*-1983.-22.-P.145-159.
263. **Dahl W., Dormagen D., Halim.** Micromechanisms of fracture//*Fracture Control of Engineering Structures: Proc. Europ. Conf.- Amsterdam, 1986.*-6.-P.1467-1489.
264. **Dai-Heng C., Hironoby N.** Analysis of plasticity induced crack closure by the extended body force method: comparison of various analytical resalts based on Dugdale model//*Nipponikai gakkai ronbunsu a hen.*-1986.-52, No481.- P.2174-2181.
265. **Davidson D.L., Lankford J.** Plastic strain distribution at the tips of propagating fatigue cracks//*J. Eng. Mater. and Technol. Trans ASME.*-1976.- No2.-P.146-151.
266. **Dover D.S.** Yielding of steel sheets containing slits//*J. Mech. and Phys. Solids.*-1960.-8, No3.-P.102-104.
267. **Dover W.D., Boutle N.F.** Crack closure at positive stresses during random load fatigue crack growth// *J. Strain Anal.*-1976.-11, No1.-P.32-38.
268. **Dowling N.E.** Fatigue crack growth testing at high stress intensities// *Flaw Growth and Fracture.-Philadelphia: ASTM STP 631, 1977.*-P.139-158.
269. **Dowling N.E.** Geometry effects and J-integral approach to elastic-plastic fatigue crack growth//*Crack and Fracture.-Philadelphia: ASTM STP N801, 1976.*-P.19-32.
270. **Dugdale D.S.** Yielding of steel sheets containing slits//*J. Mech. and Phys. Solids.*-1960.- 8, No2.-P.100-108.
271. **Duggan T.V.** A theory for fatigue crack propogation// *Eng. Fract. Mech.*-1977.-9, No3.-P.735-747.
272. **Effect of cold deformation on the fatigue threshold/** J. Blacktop, C.E. Nicholson, R. Brook, R. Towers//*Fatigue Threshold Fundamentals and Engineering Applications.-Stockholm, 1981.*-P.629-638.
273. **Effect of plastic strain and heat treatment/** Osborn C.J., Scotchrook A.F., Stout R.D. at al//*Weld. J.*-1949.-28, No3.-P.337-342.

274. **Effect of prestrain at high temperatures on the retained ductility of steel/Terasava K., Otani M., Yoshida T. et al//Bull. of the Soc. of Naval Architects of Jap.-1960.-108, No4.-P.419-423.**
275. **Eimer Cz. Elasticity of cracked medium//Arc. Mech. Stosow.-1978.-30, No6.-P.827-836.**
276. **Elber W. Fatigue crack closure under cyclic tension//Eng. Fract. Mech.-1970.-2, No1.-P.37-45.**
277. **Elber W. The significance of fatigue crack closure//Damage Tolerance in Aircraft Structures.- Philadelphia: ASTM STP No486, 1971.- P.230-242**
278. **Ellyin F. Stochastic modelling of crack growth based damage accumulation// Theor. and Appl. Fract. Mech.-1986.-6, No2.-P.95-101.**
279. **Embury J.D., Burger G. The influence of microstructure on toughness/Proc. 7th Int. Conf. Strength Metals and Alloys.- Montreal, 1986.-3.-P.1893-1915.**
280. **Erdogan F. Stress intensity factors//Trans ASME. J. Appl. Mech.-1983.-50, No4.-P.992-1002.**
281. **Facteurs d'intensité de contrainte et force d'extension de fissure dans le cas d'une fissure transversale dans un fil cylindrique/A. Athanassiadis, J.M. Boissenot, P. Brevet et al//Bull. Lab. Ponts.Chans.-1980.-No105.- P.73-78.**
282. **Fair G.H., Noble B., Waterhouse R.B. The initiation and propagation fatigue cracks in the shot-peened surface of two high-strength aluminium alloys/ Proc. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London, 1986.-2.- P.437-441.**
283. **Fernandes J.V., Schmidt J.H. Dislocation microstructures in steel during deep drawing//Phil. Mag. A.-1984.-4, No6.-P.841-870.**
284. **Fields B.A., Miller K.J. Fibrous crack initiation and propagation in prestrained HY-100 steel/Proc. Int. Conf. Tolerance of Flaws Pressurised Components.-London, 1978.-P.117-124.**
285. **Finite element analysis for ductile fracture near a crack tip under mixed mode conditions/A. Shigery, K. Kikuo, Y. Tsutomi, S. Masaru //Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1986.-A52, No481.-P.2249-2256.**
286. **Fleck W.G., Anderson R.B. A mechanical model of fatigue crack propagation/Proc. 2nd Int. Conf. Fract.-London, 1969.-P.128-134.**
287. **Forsyth P.J.E. Causes of mixed fatigue-tensile-crack growth and significance of microscopic crack behaviour//Metals Technol.-1978.-No10.-P.351-357.**
288. **Frost N.E., Pook L.P., Denton K. A fracture mechanics analysis of fatigue crack growth data for various materials//Eng. Fract. Mech.-1971.-3, No2.-P.109-126.**
289. **Fuhring H., Suger T. Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading//Eng. Fract. Mech.-1979.-11, No1.-P.99-122.**
290. **Ganguly R.I., Panda A.K., Misra S. Application of statistical design of experiments to the quantitative study of strainaging characteristics of Nb-bearing HSLA steel//Trans. of the Iron and Steel Inst. Jap.-1981.-21, No8.- P.577-582.**
291. **Gdoutos E.E. Interaction effects between a crack and a circular inclusion// Fibre Sci. and Technol.-1981.-15, No3.-P.173-185.**
292. **Geary W., King J.E. Residual stress effects during near-threshold fatigue crack growth//Int. J. Fatig.-1987.-9, No1.-P.11-16.**

293. Glinka G., Robin C., Pluvinaige G. A local inelastic strain-stress analyses of fatigue crack growth/ Proc. of Int. Conf. Applic. Fract. Mech. Mater. and Struct.-Hague, 1984.-P.763-775.
294. Glinka G.A. Cumulative model of fatigue crack growth//Int. J. of Fatigue.- 1982.-4, No2.-P.59-67.
295. Gridnev V.N., Meshkov Yu. Ya.//Dokl. An Ussr. Metallofiz.-1971.-No35.-P.49-54.
296. Gross B. Mode I analysis of a face cracked plate subjected to a rotationally constrained and displacements//Int. J. Fracture.-1978.-16, No6.-P.623-631.
297. Hagiwara Y., Yoshino T. A method for estimating fatigue crack propagation in pre-strained and mean stressed specimens//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1979.-1, No4.-P.447-455.
298. Hahn G.T., Hoagland R.G., Rosenfield A.R. The variation of K_{Ic} with temperature and loading rate//Met. Trans.-1971.-2, No2.-P.537-541.
299. Hahn G.T., Hoagland R.G., Rosenfield A.R. Local yielding attending fatigue crack growth//Metallurgical Trans.-1972.-3, No5.-P.1189-1202.
300. Harrop L.P. Warm prestressing during severe thermal shock of a pressure vessel//Int. J. Press. Vess. Piping.-1979.-7.-P.463-468.
301. Havas I., Chobolv K. Einfluss der schwingbeanspruchung auf die mechanischen eigenschaften von baustählen//Maschinenbautechnik.-1979.-28, No4.-P.173-177.
302. Hayes D.I., Williams D.G. A practical method for determining Dugdale Model solutions for cracked bodies of arbitrary shape// Int. J. Fract. Mech.-1972.-8.-P.239-256.
303. Hayes D.J., Turner C.E. An application of finite element techniques to post-yield analysis of three-point bend fracture test pieces//Int. J. Fract.-1974.-No10.-P.48-54.
304. He G., Znoy S. Crack closing and permissible width of partially prestressed concrete beam under repeated loading//Tumu Gongcheng Xuebao.-1988.-21, No3.-P.15-33.
305. Head A.K. The growth of fatigue cracks//Phil. Mag. Ser.1953.-44.-P.925-943.
306. Hedner G. Influence of superimposed fatigue loads on the effect of warm prestressing//Adv. Fract. Res. Prepr.: Proc. 6th Int. Conf. Fract.-Oxford: Pergamon Press, 1984.-4.-P.1975-1982.
307. Helliot J. Fissures semi elliptiques axiales de grande longueur, débouchant a l'intérieur d'un cylindre.-Creusot Loire, 1979.-237 p.
308. Hellmann D., Schwalbe K.-H. Geometry and size effects on J-R and O-R curves under plane stress conditions/Proc. 15-th Symp. Fract. Mech.-Philadelphia: Pergamon Press, 1985.-C.574-605.
309. Hirano K., Kobayashi H., Nakazawa H. A single specimen determination of J_{Ic} by the ultrasonic method and analysis of its statistical distribution characteristics//J. Test. Eval.-1985.-13, No5.-P.356-362.
310. Homma H., Nakazawa H. Effect of mechanical properties of material on rate of fatigue crack propagation//Eng. Fract. Mech.-1979.-10, No3.-P.539-552.
311. Hudson C.M., Hardrath H.F. Effects of changing stress amplitude on the rate of fatigue crack propagation in two aluminum alloys//NASA Rep.-1961.-960.-100p.
312. Hudson C.M., Seward S.K. //Int. J. of Fract.-1982.-20.-P.R59-R117.

313. Hult J.A.H., McClintock F.A. Elastic-plastic stress and strain distributions around sharp notches under repeated shear/Proc. 9-th Int. Congr. Appl. Mech., Brussels, 1957.-8.-P.51-58.
314. Hutchinson J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material//J. Mech. and Phys. Solids.-1968.-16, No1.-P.13-31.
315. Hutchinson J.W., Paris P.C. Stability analysis of J-controlled crack growth//Elastic-Plastic Fracture.-Philadelphia: ASTM STP N668, 1979.-P.37-64.
316. Increased fracture toughness of a brittle materials by microcracking in an energy dissipative zone at the crack tip/W. Pompe, H.A. Bahr, G. Gille, W. Kreher//J. Mater. Sci.-1978.-13, No12.-P.2720-2723.
317. Investigation on path-integral expression of the J-integral range using numerical simulations of fatigue crack growth/ K. Shiro, Y. Tateki, N. Masatoshi, I. Toshiya//JSME Int J.1989.-32, No2.-P.237-244.
318. Irwin G.R. Fracture//Handbuch der Physik.-Berlin: Springer, 1958.-6.-S.551- 590.
319. Ivashchenko N.K., Mil'man Y.V., Trefilov V.I.//Fizika metall.-1975.-No39.-P.81-87.
320. James L.A. Fatigue crack growth behavior in fast-neutron-irradiated ferritic steels and weldments//Trans. ASME. J.Eng. Mater. and Technol.-1980.-1002, No1.- P.187-191.
321. Joyse J.A. Application of the Key Curve Method to determining J-R curve for A533B steel/NUREG/CR-1290, Nuclear-Regulatori Comission, 1980.
322. Kage M., Nishitani H.//Trans. Jap. Soc. Mech. Eng.-1977.-43, No367.-P.789-796.
323. Kalthoff J.E., Beinert J., Winkler S. Measurements of dynamic stress intensity factors for fast running and arresting cracks in double-cantilever beam specimens//Fast Fracture and Crack Arrest.-Philadelphia: ASTM STP N627, 1977.-P.161-176. ASTM STP No627, 1977.-P.422-431.
324. Kato A. Prevention of fracture of cracked steel bars using laser.Pt.1. Laser hardening// J. Eng. Mater. and Techn.-1985.- 107, No3.-P.195-199.
325. Katz Y., Bussiba A., Mathias H. Effect of warm prestressing on fatigue crack growth curves at low temperatures/Proc. Symp. Fatig. Low Temperatures.-Louisville, 1985.-P.191-209.
326. Ke J.S., Liu H.W. Thickness effect on crack tip deformation at fracture// Eng. Fract. Mech.-1976.-8, No2.-P.425-436.
327. Kenji M., Masanori M. J-integral evaluation of side-grooved CCT specimens by three-dimensional analyses//JSME Int. J.-1989.-32, No3.-P.335-361.
328. Kenji S., Kioshi M. Малоцикловая усталость предварительно деформированного металла// J.Jap. Soc. Technol. Plast.-1981.-22, No247.-P.823-830.
329. Knott J.F. Models of fatigue crack growth/ Proc. Conf. Fatigue Crack Growth: 30 Years Progr. -Oxford: Pergamon Press, 1986.-P.31-52.
330. Knott J.F. The crack tip ductility of structural steel/ Proc. 6th Int. Conf.-Oxford: Pergamon Press, 1982.-2.-P.799-804.
331. Knott J.F./Proc. 6th Int. Conf. Fract.-New Dehli, 1986.-1.-P.83-89.
332. Kobata S. Fracture toughness of surface hardend steels// J. Jap. Soc. Heat. Treat.-1985.-25, No3.-P.141-146.

333. **Kohiaev Yu.S., Yermolaev G.N., Veleen M.V.** The mechanical behaviour of B.C.C. metals prestrained under hydrostatic pressure/Proc.18th Int. Mach. Tool. Des. and Res. Conf.London,1978.-P.103-106.
334. **Kotilainen H.** The estimation of the beneficial effect of a warm-prestress during the emergency cooling of a nuclear pressure vessel/Proc. KTM/GKAE Seminar.-Moscow, 1983.
335. **Kunz L., Knesl Z., Lukas P.** Makroskopická rezidualní napětí na spici unavové trhliny//Kovové Materialy.-1977.-15, No5.-P.556-570.
336. **Kusssmaul K.** Der Integritätsnachweis für strahlenversprodeten Reaktor-druckbehälter// VGB Kraftwerkstechnik.-1982.-62, No12.-S.1060-1076.
337. **Laird C., Thomas G.** On fatigue-induced reversion and overaging in dispersion strengthened alloys systems//Int. J. Fract. Mech.-1967.-3, No2.-P.81-97.
338. **Lal K.M., Gard S.B.L.** On the evaluation of monotonic and cyclic plastic zones//Eng. Fract. Mech.-1977.-9, No2.-P.433-442.
339. **Lefrancois A., Clement P., Pincieu A.** The growth of short fatigue cracks in aluminium alloy in relation to crack closure effect/Proc. Int. Conf. Fatig. Eng. Mater. and Struct.-London,1986.-1.-P.59-65.
340. **Legriss L., Haddad M.N., Topper T.H.** The effect of cold rolling on the fatigue properties of the SAE1010 steel//Mater. Exp. and Design. Fatig.-Guiford,1981.-P.97-105.
341. **Leslie W.C.**//Metal Trans.-1972.-No3.-P.5-9.
342. **Liaw P.K., Kwun S.I., Fine M.E.** Plastic work of fatigue crack propagation in steels and aluminum alloys//Met. Trans.- 1981.-A12, No1.-P.49-55.
343. **Liaw P.K., Landes J.D.** Influence of prestrain history on fracture toughness properties of steels//Met. Trans.-1986.-A17, No1.-P.473-489.
344. **Liaw P.K., Leax T.R., Logsdon W.A.** Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals//Acta. Met.-1983.-31, No10.-P.1581-1587.
345. **Lindigkeit J., Gysler A., Lutjering G.** The effect of the predeformation on fatigue crack propagation behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy in inert and corrosive environment//Z. Metallkde.-1981.-72, No5.-322-328.
346. **Liu H.W.** Discussion on the paper of Paris P.S. The fracture mechanics approach to fatigue/Proc. 10th Sagamore Army Mat. Res. Conf.-New York, 1964.-P.127-131.
347. **Liu X.** The crack flat-inclusion interaction problem//Acta Mech. Solida sin.-1987.-No3.-P.216-224.
348. **Loss F.I., Gray R.A., Hawthorne I.R.** Significance of warm prestress to crack initiation during thermal shock//Nucl. Eng. Design.-1978.-46, No2.-P.395-408.
349. **Lungerud D.S., Stephens R.I.** Compressive overload and mean stress effects on fatigue crack growth in 2024-T3 and 7075-T6 aluminium//Proc. 2nd Int. Conf. on Mech. Behav. of Mater.-Boston,1976.-P.134-140.
350. **Macdonald B.** Post-irradiation annealing recovery of commercial pressure vessel steels//Eff. Radiat. Mater.: Proc. 12th Int. Symp.- Philadelphia,1985.-P.927-978.
351. **Majumdar S., Morrow J.D.** //Fracture Toughness and Slow-Stable Cracking.-Philadelphia: ASTM STP No559,1974.-P.159-164.
352. **Malkin J., Tetelman A.S.** Relation between K_{1c} and microscopic strength for low alloy steels// Eng. Fract. Mech.-1971.-3, No2.-P.151-163.

353. **Murini B., Mudry F., Pineau A.** Experimental study of cavity growth in ductile rupture//Eng. Fract. Mech.-1985.-22, No6.-P.989-996.
354. **Matsuoka S., Tanaka K.** The retardation phenomenon of fatigue crack growth in HT 80 steel//Eng. Fract. Mech.-1976.-8, No3.-P.507-523.
355. **Mazumdr P.K., Julani S.** Plastic deformation-its role in fatigue crack propagation//J. Mater. Sci.-1986.-21, No10.-P.3611-3614.
356. **McCabe D.E.** Evaluation of the compact specimen for plane strain fracture toughness testing//J. Test. Eval.-1980.-8, No6.-P.306-313.
357. **McCartney L.N.** A note on closure during fatigue crack growth//Int. J. Fract.-1979.-15, No1.-P.R21-R24.
358. **McGowan J.J.** Application of warm prestressing effects to fracture mechanics analyses of nuclear reactor vessel during severe thermal shock//Nucl. Eng. Design.-1979.-51.-P.431-444.
359. **McGowan J.J., Liu H.W.** The role of three-dimensional effects in constant amplitude fatigue crack growth testing// J.Eng. Mater. and Technol.-1980.-102, No4.-P.341-346.
360. **McMillan J.C., Pelloux R.M.N.** Fatigue crack propagation under program and random loads//Fatigue Crack Propagation.-Philadelphia, 1967.-P.505-532.
361. **Member K., Laute K.** Dauerversuche an der hochfrequenten zugdruckmaschine// Forsch. Ingenieurw.-1930.-No329.-S.43-45.
362. **Miyamoto H., Kobayashi H., Otsuka N.** Standard method of test for elastic-plastic fracture toughness J_{Ic} recommended in Japan/Proc 4th Int. Conf.- Oxford: Pergamon Press, 1983.-2.-P.747-753.
363. **Miyamoto H., Shiratori M., Miyoshi T.** Elasto-plastic response at the tip of crack/ Proc. Int. Conf. Mech. Behav. of Mater.- Kyoto, 1972.-1.-P.433-445.
364. **Moscovic R., Windle P.L.** Regression analysis of single specimen fracture toughness data with serially correlated errors//J. Test Eval.-1989.-17, No5.-P.273-280.
365. **Moyer E.I., Sih G.C.** Fatigue analysis of an edge crack specimen: hysteresis strain energy density// Eng. Fract. Mech.-1984.-19, No4.-P.643-652.
366. **Mudry F.** Cleavage fracture and transition: application to the warm-prestress effect/Elastic-Plastic Fracture Mechanics.-Dordrecht, 1985.-P.303-325.
367. **Mylonas C.** Exhaustion of ductility and brittle fracture of E-steel caused by prestrain and aging//Ship Structure Comm. Report.-1964.-162.-P.264-272.
368. **Nakagai M., Atluri S.N.** Elastic plastic analysis of fatigue crack closure in mode I and II//AIAA J.-1980.-18, No9.-P.1100-1117.
369. **Near-threshold fatigue crack growth behavior in copper/P.K.Liaw, T.R.Leax, R.C. Williams at al//Met. Trans.-1982.-A13, No9.-P.1607-1618.**
370. **Near-threshold fatigue crack growth behaviour in air at room temperature for various stainless steels/S. Matsuoka, S. Mishijima, C.Matsuda, S. Ohtsubo //Adv. Fract. Mech. Research.-Oxford: Pergamon Press.-1984.-P.1561-1571.**
371. **Nelson F.G.//Eng. Fract. Mech.-1972.-4, No2.-P.33-50.**
372. **Neville D.J.** The non-conservatism of the Weibull function when applied to statistics of fracture toughness//Int. J. Fract.-1987.-34, No4.-P.309-315.

373. **Neville D.J., Knott J.F.** Statistical distributions of toughness and fracture stress for homogeneous and inhomogeneous materials//J. Mech. and Phys. Solids.-1986.-34, No3.-P.243-291.
374. **Neville D.J.**//Eng. Fract. Mech.-1987.-27.-P.143-150.
375. **Newby M.** Comments on fatigue crack growth models// Reliab. Eng.-1987.-18, No1.-P.57-60.
376. **Newman J.C.** A finite-element analysis of fatigue crack closure// Mechanics of Crack Growth.-Philadelphia: ASTM STP 590, 1974.-P.281-301.
377. **Ogura K., Ohiji K.** FEM analysis of crack closure and delay effect in fatigue crack growth under variable amplitude loading//Eng. Fract. Mech.-1977.-9, No3.- P.471-480.
378. **Ohiji K., Ogura K., Ohkubo M.** Cyclic analysis of a propagating crack and its correlation with fatigue crack growth// Eng. Fract. Mech.-1975.-7.-P.457-464.
379. **On the effects of pre-loading on the fracture toughness of A-533B-1 steel/** H. Nakamura, H. Kobayashi, T. Kodaira, H. Nakazawa //Adv. Fract. Res. Prepr.: Proc. 5th Int. Conf. Fract.- Oxford: Pergamon Press, 1982.-2.-P.817-824.
380. **Ostergard D.F., Thomas J.R., Hillberry B.M.** Effect of a increment of calculating da/dN from a versus N data//Fatig. Crack Growth Meas. and Data Anal.-Philadelphia,1981.-P.194-203.Discuss.P.203-204.
381. **Pangborn R.N., Weissmann S., Kramer I.R.** Work hardening in the surface lauer and in the bulk during fatigue//Scr. Metal.-1978.-12, No2.-P.129-131.
382. **Paris P.C., Gomez M.P., Anderson W.E.** A rational analytic theory of fatigue// The Trend in Engineering the University of Washington.-1961.-13, No1.- P.9-14.
383. **Paris P.C., Hermann L.** Twenty years of reflection on questions involving fatigue crack growth//Fatigue Thresholds: Proc Int. Conf., Stockholm,1981.-1.-P.11-32.
384. **Pasad C., Ramakrishna, Vasudevan R.** Fatigue hardening and softening stadies on strain hardened I8-8 austenic stainless steel // Materialprufung.-1976.-B18, No8.-P.276-280.
385. **Paskal B., Jean H., Chaieb J.** Strain hardening effects on fracture toughness and ductile crack growth in austenite stainless steels/Proc. 16th Fract. Mech. Symp.-Philadelphia,1985.-P.293-307.
386. **Pearson S.** The effect of mean stress on fatigue crack propagation in half-inch(12.7 mm) thick specimens of aluminum alloys of high and low fracture toughness//Eng. Fract. Mech.-1972.-4, No1.-P.9-24.
387. **Petrack G.J.** Strenght level effects on fatigue crack growth and retardation//Eng. Fract. Mech.-1974.-6, No4.-P.725-733.
388. **Petroski H.J., Yamada H.** Fracture experiments with cracked and embritled hexcan sections/Trans. 5-th Int. Conf. Struct. Mech. React. Technol.- Amsterdam,1979.-E.-P.5.2/1-5.2/6.
389. **Plumtree A., Swaminathan V.P.** Fatigue crack propogation in trip steels// Adv. Res. Strength Fract. Mater. 4th Conf. Fract.-New York, 1978.-P.1239-1247.
390. **Plumtree A., Abdel-Raouf H., Topper T.H.** Strength damage and failure of iron-carbon alloys subjected to cyclic plasticity//Can. Met. Quart.-1974.-13, No4.-P.577-586.

391. Polak J., Klesnil M. Interpretace krivek unavove zivotnosti na zaklade obecné lomové mechaniky// Stroinický Cas.-1981.-32.-S.293-300.
392. Potapovs V., Hauwihorne J., Serpan C.//Nucl. Appl.-1968.-5, No6.-P.389-396.
393. Proposed ASTM method for measurement of fatigue crack growth rates//Fatigue Crack Growth Measur. and Data Anal. Symp.-1981.-P.340-356.
394. Radhakrishnan V.N., Prasad C.R. Relaxation of residual stress with fatigue loading//Eng. Fract. Mech.-1986.-8, No4.-P.593-597.
395. Radhakrishnan V.M., Baburamani P.S. Initiation and propagation of fatigue crack growth in pre-strained material// Int. J. of Fract.-1976.-12, No3.-P.369-380.
396. Radhakrishnan V.M., Baburamani P.S. An investigation of the effect of prestraining on fatigue crack growth//Mater. Sci. and Eng.-1975.-17, No2.-P.283-288.
397. Raju I.S., Newman J.C., Jr. Method for analysis of cracks in three-dimensional solids// J. Aeron. Soc. India.-1984.-36, No3.-P.133-172.
398. Rakitsky A.N., Tkachenko V.G., Trefilov V.I.//Fizika metall.-1973.-No35.-P.335-340.
399. Ravichandran K.S., Panchapagesan T.S., Kishore, Dwarakadasa E.S. The effect of crack closure on the grain size dependence of fatigue crack growth threshold //Scr. Met.-1987.-21, No7.-P.919-924.
400. Reti P. Einfluss einer verermudung auf die Festigkeitseigenschaften von Stählen// Materialprüfung.-1965.-7, No1.-P.12-21.
401. Rice J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks//Ibid.-1968.-35, No4.-P.379-386.
402. Rice J.R. Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue// Fatigue Crack Propagation.-Philadelphia: ASTM STP 415, 1967.-P.247-309.
403. Rice J.R. Some remarks on elastic crack tip stress fields// Int. J. Solid Struct.-1972.-8, No6.-P.751-758.
404. Rice J.R., Rosengren G.F. Plane strain deformation near crack tip in a power-law hardening materials//J. Mech. and Phys. Solids.-1968.-16, No1.-P.1-12.
405. Rice J.R., Tracey D.M. //J.Mech. Solids.-1969.-No17.-P.201-215.
406. Richards C.E., Lindley T.C. The influence of stress intensity and microstructure on fatigue crack propagation in ferritic materials//Eng. Fract. Mech.-1972.-4, No4.-P.951-978.
407. Ritchie R.O., Knott J.F., Rice J.R. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel//J. Mech. Phys. Solids.-1973.-21.-P.395-410.
408. Ripling E.I., Baldwin W.M. Overcoming pheotropic brittleness: precompression versus pretension//Trans. ASM.-1952.-44, No5.-P.1047-1053.
409. Ritchie R.O., Server W.L., Wullaert R.A. Critical fracture stress and fracture strain models for prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessel steels//Metal. Trans.-1979.-10A, No10.-P.1557-1573.
410. Rockey K.C., Mylonas C. Exhaustion of ductility by hot straining//Weld. J.-1961.-40, No2.-P.306-308.

411. Roman I, Ono Kanji. Model for fracture toughness alteration due to cyclic loading//Int. J. of Fract.-1982.-No19.-P.67-80.
412. Rose L.R.F. Microcrack interaction with a mine crack//Int. J. Fract.-1986.-31, No3.-P.233-242.
413. Rubinstein A.A. Macrocrack- microdefect interaction// J. Appl. Mech.-1986.-53, No3.-P.505-510.
414. Ruichi H., Kazuo T. Влияние предварительной деформации на низкотемпературную вязкость Fe-Cu сплавов//J. Iron and Steel Inst.Jap.-1979.- 65, No8.-P.1242-1249.
415. Rozenfield A.L., Majunidar B.S. Micromechanisms and toughness for cleavage fracture of steel//Nucl. Eng. and Design.-1987.-105, No1.-P.51-57.
416. Sada. J., Hayashi M. Субструктура в области вершины усталостной трещины //J. Soc. Mater. Sci Jap.-1978.-27, No294.-P.240-244.
417. Sahena A., Hudak S.J. Review and extension of compliance information for common crack growth specimens//Int. J. Fract.- 1978.-14, No5.-P.453-468.
418. Salganik R.L. Overall effects due to cracks and crack-like defects/ Proc. 1st Int. Symp. Defect and Fracture.-Hague, 1982.-P.199-208.
419. Sandstrom R., Engberg G., Bergstrom Y.//Metal. Sci.-1981.-No15.-P.409-414.
420. Schutz W. Problems in the prediction of fatigue crack propagation under realistic load sequences/Euv. Offshore Steels Res. Semin.-Abington, 1980. - P.7/P23-1 -7/P23-13.
421. Sevillano J.Gil. Cleavage limited maximum strength of work-hardened B.C.C. polycrystals//Acta Metall.-1986.-34, No8.-P.1473-1485.
422. Shi C.F. J-integral and crack opening displacement relationship// J.Mech. and Phys. Solids.-1981.-29, No4.-P.305-326.
423. Shijve J. The effect of prestrain on fatigue crack closure//Eng. Fract. Mech.-1976.-8, No4.-P.575-581.
424. Shilang X., Guofan Z. Study on probability model of fracture toughness of concrete// Tumu Gongcheng xuebao.-1988.-21, No4.-P.9-23.
425. Shin C.S., Fleck N.A. Overload retardation in a structural steel//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1987.-9, No5.-P.378-393.
426. Shmueli M. Analysis of fast fracture and crack arrest by finite differences.//Int.J.Fract.-1977.-13, No4.-P.443-454.
427. Shulte K., Nowack H., Lutjering G. Influence of monotonic and cyclic predeformation of high-strength aluminium alloys//Eng. Fract. Mech.-1980.- 13, No14.-P.1009-1021.
428. Sih G.C. //Theor. and Appl. Fract. Mech.-1985.-No4.-P.157-173.
429. Sih G.C., Barthelémy B.M.//Eng. Fract. Mech.-1980.-13.-P.439-451.
430. Sih G.C./Proc. Int. Conf. on Analytical and Exper. Fract. Mech.-Hague, 1981.-P.3-15.
431. Sih G.C. Handbook of stress intensity factors.-Betlehem:Lehigh Univ.,1974.-532p.
432. Sih G.C. Strain energy-density factor applied to mixed mode crack problems// Int. J. of Fract.-1974.-10, No3.-305.-321.
433. Sinclair G.B., Chambers A.E.//Eng. Fract. Mech.-1987.-26, No3.-P.279-310.
434. Slatcher S. Probabilistic model for lower-shelf fracture toughness-theory and application//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9, No4.-P.275-289.

435. Slatcher S., Knott J.E. The dependence of the J-crack-opening displacement relationship on the workhardening exponent: an experimental study//Mater.Sci. and Eng.-1986.-82.-P.37-44.
436. Smith R.A. Thirty years of fatigue crack growth- an historical review/Proc. Conf. Fatigue Crack Growth:30 Years Progr.- Oxford: Pergamon Press.-1986.-P.1-16.
437. Soete W. Low stress brittle fracture in mild steel//British Weld. J.-1964.-11, No5.-P.515-519.
438. Sousino C.E., Hageborn K.E. Einflub einer Kaltverformung auf das Zeit und Kurzzeitschwingfestigkeitsverhalten der stable StE47 und StE70//Arch. Eisenhutteuw.-1980.-51, No8.-S.341-345.
439. Sousino C.M. Einfluss von Kaltverformungen bis 5% auf das kurzzeitschwing- festigkeits verhalten des eincornbauhanles StE47 und der aluminiumknetlegier ung AlCuMg2 //Z. Werkstjfftechn.-1983.-B14, No1.-SI-II.
440. Standard test method for plane strain fracture toughness of metallic materials/Annual Book of Standards.-Philadelphia: ASTM E399-74,1976.-Pt.-10.-P.547-582.
441. Standard test method of J_{IC} , a measure of fracture toughness //Annual Book of Standards.-Philadelphia: ASTM E813-83, 1985.-P.791-809.
442. Steele L.//Atomic Energy Rev.-1969.-7, No2.-P.3-12.
443. Steele L.E. Irradiation effects on reactor structural materials// Quarterly Progress Report.NRL-MR-1937.-1968.
444. Su X., Gu M., Yan M. A simplified residual stress model for predicting fatigue crack growth behaviour at a cold worked fastened holes//Fatig. Fract. Eng. Mater. and Struct.-1986.-9, No1.-P.57-64.
445. Sukedai E., Hida M. Influence of cyclic loading under low stress amplitude on tensile and impact properties of low carbon steel//J.Jap. Inst. Metals.-1986.-50, No4.-P.369-373.
446. Sunder R. System of automated crack growth testing under random loading //Technical memorandum TM-MT-8-84.-Bangalore:Nat. Aeronat. Lab.,1984.-23p.
447. Suresh S., Zamiski G.F., Ritchie R.O. Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack behaviour // Met.Trans.- 1981.-12A, No8.-P.1435-1445.
448. Tada H., Paris P.C., Irwin G.R. The stress analysis of cracks:Handbook.-Hellertown: Del Research Corp.,1973.-385p.
449. Takada T., Kataoka Y., Yamagashi S. Влияние предварительного деформирования на ударную вязкость трубных сталей//Kawasaki Steel Techn. Rept.- 1979.-11, No3.-P.337-347.
450. Tamuz V.P., Romalis N.B. Interaction of a macrocrack with microdamages// Adv. Fract. Research:Proc. 6-th Int. Conf. on Fract.- New Dehli,1984.- P.833-840.
451. Tanaka K., Natanaka N. Residual stress near fatigue fracture surfaces of high strength and mild steels measured by X-ray method//J. Soc. Mater. and Sci. Jap.-1982.- 31, No342.-P.215-220.
452. Tanaka Y., Soya I. Effect of stress ratio and stress intensity factor range of fatigue crack closure in steel plate//Yosetsy Gakkai Ronbunshu.-1978.-5, No1.-P.119-126.
453. Tanaka Y.//J. Iron Steel Inst. Jap.-1986.-72, No13.-P.1486.

454. Tentative test method for constant-load amplitude fatigue crack growth rates above 10⁻⁸ m/cycle. E647-78T//Fatigue Crack Growth Measur. and Data Anal. Symp.-1981.-P.321-339.
455. Tetelman A.S., McEvily A.J. Fracture of structural materials/Ed. Willy.-N.Y.-London-Sidney, 1967.-685p.
456. The effect of temperature on the fatigue crack propagation rate in aluminium/ P.K. Liaw, M.E. Fine, M. Kiritani, S. Ono//Scr. Met.-1977.-11, No12.- P.1151-1155.
457. Thomason P.F. //J. Inst. Metals.-1968.-No96.-P.360-369.
458. Tilly G.T., Benham P.P. Load cycling in the low endurance range in relation to brittle fracture of mild steel//J. Iron and Steel Inst.-1962.-No3.-P.247-251.
459. Turner C.E. A note of brittle fracture initiation in mild steel by prior compressive pre-strain//J. of the Iron and Steel Inst.-1961.-197, No1.-P.3-11.
460. Tzumi Y., Fine M.E., Mura T. Energy considerations in fatigue crack propagation// Int. J. Fract.-1981.-17, No1.-P.15-25.
461. Underwood J.H., Kapp J.A., Barrata F.I. More a compliance of the three-point bend specimen//Int. J. Fract.-1985.-28, No1.-P.R41-R45.
462. Usami S., Kitagawa H. Effects of preloading, unloading and stress ratio on the fatigue crack threshold of maraging steel// Materials, Exper. and Design. Fatigue.-1981.-P.472-485.
463. Vainshtok V.A., Varfolomeyev I.V. Application of the weight function method for determining stress intensity factors of semi-elliptical cracks// Int. J. Fract.-1987.-35, No3.-P.175-186.
464. Veldcamp J.D.B., Hattu N. On the fracture toughness of brittle materials// Phillips. J. Res.-1979.-34, No1.-P.1-25.
465. Void nucleation and growth during tensile deformation in steel/ Barnby J.T., Flavell C.I., Nadkarni A.S. et al//Proc. of The 6th Int. Conf. Fract.-New Dehli, 1986.-2.-P.1287-1294.
466. Wallin K.//Eng. Fract. Mech.-1984.-19.-P.1085-1092.
467. Wassen J., Hamberg K., Karlsson B. The influence of prestrain and ageing on fatigue crack growth in dual-phase steel//Scr. Metal.-1984.-No6.-P.621-624.
468. Wellman G.W., Rolfe S.T., Dodds R.H. Three-dimensional elastic-plastic finite element analysis of three-point bend-specimens//Weld. Res. Conf. Bull.-1984.-No299.-P.15-25.
469. Wells A.A. Critical crack opening displacement as fracture criterion/Proc. Crack Propagation Symposium.-Granfield, 1961.-1.- P.210-221.
470. Westergaard H.M. Bearing pressures and cracks//J. Appl. Mech.-1939.-6, No2.- P.A49-A53.
471. Williams M.L. On the stress distribution at the base of a stationary crack//J. Appl. Mech.-1957.-24, No1.-P.109-114.
472. Wilson W.K., Osias J.R. Comparison of finite element solutions for an elastic-plastic crack problem//Int. J. Fract.-1978.-No14.-P.23-35.
473. Wu X.R. Stress intensity factor for half-elliptical surface crack subjected to complex crack face loadings//Eng. Fract. Mech.- 1984.-19, No3.-P.387-405.

474. Yasuo O., Shidemi S., Masataka N. Деформационное поведение и дислокационная структура в процессе усталости предварительно деформированной низкоуглеродистой стали // J. Soc. Mater. Sci. Jap.-1981.-30, No338.-P.1088-1094.
475. Yasniy P.V., Kovalchuk Ya.O. The influence of preliminary plastic deformation on fatigue crack growth rate // Materials Agein and Component Life Extension: Proc. Int. Symp. on Mater. Life Ext.-Milan, 1995.- P. 185-194.

4.3. Попередня одноразова пластична деформація матеріалу без тріщин.....	179
4.4. Попередня циклічна пластична деформація матеріалу без тріщин.....	191
РОЗДІЛ 5. Вплив перевантаження тіла з тріщиною на опір крихкому руйнуванню за статичного навантаження.....	203
5.1. Моделі крихкого руйнування тіла з тріщиною з урахуванням перевантаження.....	203
5.2. Вплив параметрів перевантаження.....	209
5.3. Стійкість ефекту підвищення опору крихкому руйнуванню матеріалів під дією експлуатаційних чинників.....	220
РОЗДІЛ 6. Методи прогнозування тріщиноотривкості.....	224
6.1. Модель стабільного і нестабільного росту втомної тріщини.....	224
6.2. Прогнозування впливу попередньої одноразової пластичної деформації на швидкість росту втомної тріщини.....	243
6.3. Природа розкиду в'язкості руйнування за статичного навантаження і визначення її мінімального значення.....	246
6.4. Обґрунтування методів підвищення опору крихкому руйнуванню і опору росту втомних тріщин.....	256
Список літератури.....	263

Монографія

ЯСНИЙ

Петро Володимирович

**Пластично деформовані матеріали:
втомі і тріщинотривкість**

Редактор Л. А. Азізян

Технічний редактор С. Д. Довба

Здано на складання 25.06.98 р. Підп. до друку 16.07.98 р.
Формат 60×84 $\frac{1}{16}$. Папір офсетний. Умов. друк. арк. 16,97.
Умов. фарбовідб. 17,09. Обл.-вид. арк. 18,22
Тираж 300 прим.

Державне спеціалізоване видавництво «Світ»
при Львівському університеті
290000 Львів, вул. Дорошенка, 41